



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ
FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

ÚNAVOVÁ ODOLNOST EXTRUDOVANÉ MG-SLITINY AZ91E

FATIGUE ENDURANCE OF EXTRUDED MG ALLOY AZ91E

DIPLOMOVÁ PRÁCE
MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

Bc. PETR SOBOLA

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

doc. Ing. LIBOR PANTĚLEJEV, Ph.D.

BRNO 2015

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálových věd a inženýrství

Akademický rok: 2014/2015

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

student(ka): Bc. Petr Sobola

který/která studuje v **magisterském navazujícím studijním programu**

obor: **Materiálové inženýrství (3911T011)**

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

Únavová odolnost extrudované Mg-slitiny AZ91E

v anglickém jazyce:

Fatigue endurance of extruded Mg alloy AZ91E

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Hořčíkové slitiny jsou významným konstrukčním materiálem, zejména v oblasti automobilového a leteckého průmyslu s ohledem na jejich nízkou měrnou hmotnost. Zjemnění zrna pomocí intenzivní plastické deformace zajišťuje navíc zlepšení mechanických charakteristik. V současné době je v popředí zájmu proces kombinující extruzi a ECAP proces, tzv. ex-ECAP, kdy slitina je nejprve podrobena extruzi a následně ECAP procesu. Cílem práce bude zjišťování únavových vlastností extrudované slitiny AZ91E ve výchozím stavu a ve stavu ex-ECAP.

Cíle diplomové práce:

Student v rámci diplomové práce zpracuje literární rešerši týkající se únavové odolnosti Mg slitin, zejména řady AZ. Experimentálně určí únavové charakteristiky extrudované slitiny AZ91E (S-N křivku, cyklické plastické chování) a srovná dosažené výsledky s literárními daty (se stavem litým, extrudovaným a po SPD metodách).

Seznam odborné literatury:

- [1] VALIEV, R.Z., LANGDON, T.G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. Progress in Materials Science, 2006, vol. 51, s. 881–981.
- [2] SURESH, S. Fatigue of Materials. 2nd edition. Cambridge, UK: Cambridge University Press, 2003. 679 s. ISBN 0-521-57847-7.
- [3] FINTOVÁ, S.; PANTĚLEJEV, L.; KUNZ, L. Microstructure and mechanical properties of ultrafine-grained magnesium AZ91 alloy. Materials Science Forum. 2014, 782, p. 384–389.
- [4] ZUBEROVÁ, Z., KUNZ, L., LAMARK, T. T., ESTRIN, Y., JANEČEK, M. fatigue and tensile behaviour of cast, hot-rolled, and severely plastically deformed AZ31 magnesium alloy. Metallurgical and Materials Transactions. 2007, 38A, p.1934–1940.
- [5] STRÁSKÁ, J., JANEČEK, M., ČÍŽEK, J., STRÁSKÝ, J., HADZIMA, B. Microstructure stability of ultra-fine grained magnesium alloy AZ31 processed by extrusion and equal-channel angular pressing (EX-ECAP). Materials Characterization. 2014, 94, p. 69–79.
- [6] Yin, S.M., et al., Cyclic deformation behavior of as-extruded Mg-3%Al-1%Zn. Scripta Materialia. 2008, 58(9), p. 751-754.
- [7] Ishihara, S., Z. Nan, and T. Goshima, Effect of microstructure on fatigue behavior of AZ31 magnesium alloy. Materials Science and Engineering: A, 2007, 468-470, p. 214-222.

Vedoucí diplomové práce: doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2014/2015.

V Brně, dne 19.11.2014

L.S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
Ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
Děkan fakulty

Abstrakt

Předložená diplomová práce se zabývá únavovým chováním hořčíkové slitiny AZ91E vyrobené metodou extruze. V práci byly zjištěny základní mechanické charakteristiky a získána data z únavových zkoušek. Dále proběhlo metalografické hodnocení mikrostruktury a fraktografická analýza vzorků porušených v rámci únavových zkoušek.

Klíčová slova

Únavová odolnost, hořčík, extruze, S-N křivka, AZ91, mechanické vlastnosti

Abstract

This thesis deals with fatigue behaviour of magnesium alloy AZ91E produced by extrusion. In the frame of this work, basic mechanical characteristics and data from performed fatigue tests were obtained. Further metallographic analysis of microstructure and fractographic analysis of broken specimens after fatigue tests were carried out.

Key words

Fatigue endurance, magnesium, extrusion, S-N curve, AZ91, mechanical properties

Bibliografická citace dle ČSN ISO 690

SOBOLA, P. *Únavová odolnost extrudované Mg-slity AZ91E*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2015. 58 s. Vedoucí diplomové práce doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D..

Prohlášení:

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma *Únavová odolnost extrudované Mg-slitiny AZ91E* vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených na seznamu, který tvoří přílohu této práce.

V Brně dne 29.5.2015

Bc. Petr Sobola

Poděkování

Na tomto místě bych rád poděkoval svému vedoucímu diplomové práce, panu doc. Ing. Liboru Pantělejevovi, Ph.D., za jeho ochotu, trpělivost, odborné rady a podnětné připomínky, které mě velmi pomohly v řešení této práce. Dále bych rád poděkoval Ing. Romanu Štěpánkovi a Ing. Stanislavě Fintové Ph.D. za pomoc při řešení experimentů.

Zvláštní poděkování patří mým rodičům a celé mé rodině za to, že mě v průběhu celého studia podporovali.

Tato práce vznikla za podpory projektu specifického výzkumu reg. č. FSI-S-14-2511, identifikační č. 25057 s názvem „Mechanické vlastnosti a mikrostrukturní stabilita materiálu připravených pomocí SPD“, řešitel doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D.

OBSAH

| | |
|---|----|
| 1. ÚVOD..... | 1 |
| 2. ÚNAVA MATERIÁLU..... | 3 |
| 2.1. Etapy únavového života..... | 4 |
| 2.1.1. Stádium změn mechanických vlastností..... | 5 |
| 2.1.2. Stadium nukleace únavových trhlin..... | 8 |
| 2.1.3. Stádium šíření únavových trhlin..... | 10 |
| 2.1.4. Únavový lom..... | 13 |
| 2.2. Parametry únavového zatěžování..... | 13 |
| 2.3. Křivky životnosti..... | 15 |
| 3. HOŘČÍK..... | 18 |
| 3.1. Metody výroby čistého hořčíku..... | 18 |
| 3.2. Vliv legujících prvků na vlastnosti hořčíkových slitin..... | 19 |
| 3.3. Značení slitin hořčíku..... | 20 |
| 3.4. Druhy používaných slitin hořčíku jejich mikrostruktura a vlastnosti..... | 22 |
| 3.5. Únavové vlastnosti hořčíkových slitin..... | 27 |
| 4. CÍLE PRÁCE..... | 32 |
| 5. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST..... | 33 |
| 5.1. Experimentální materiál..... | 33 |
| 5.2. Příprava vzorků pro světelnou mikroskopii..... | 33 |
| 5.3. Hodnocení mikrostruktury..... | 34 |
| 5.4. Tahová zkouška..... | 35 |
| 5.5. Únavové zkoušky..... | 36 |
| 5.6. Fraktografická analýza..... | 39 |
| 6. DISKUZE..... | 46 |
| 7. ZÁVĚRY..... | 49 |
| 8. LITERATURA..... | 50 |
| 9. SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ..... | 54 |
| 10. SEZNAM OBRÁZKŮ..... | 56 |
| 11. SEZNAM TABULEK..... | 58 |

1. ÚVOD

V roce 1808 Sir Humprey Davy představil oxid hořečnatý jako oxid nově poznávaného kovu. Kovový hořčík byl poprvé izolován roku 1828 francouzským vědcem Antoinem-Alexanderem Bussy, který roztavil chlorid hořečnatý s kovovým draslíkem a získal tím kovový hořčík. Roku 1833 Michael Faraday vyrobil hořčík elektrolytickou redukcí chloridu hořečnatého. Komerční výroba byla představena v Paříži asi v polovině 19. století. Hořčík se vyráběl pomocí Deville-Caronova procesu, který využívá draslík k redukcí chloridu hořečnatého. Celý proces probíhá v uzavřené vytápěné nádobě. Od té doby se výroba hořčíku rozšiřovala do celého světa a množství celosvětově vyrobeného hořčíku stoupalo. Okolo roku 1900 to bylo asi 10 tun ročně a do roku 1990 výroba hořčíku v západním světě vzrostla až na 300 tisíc tun ročně [1,2].

Hořčík je nejlehčí ze všech konstrukčních kovů, a také proto se využívá v mnoha komerčních aplikacích. Velkým zdrojem hořčíku je zemská kůra, kde se hořčík vyskytuje hlavně v podobě uhličitánů jako je dolomit ($\text{MgCO}_3\text{-CaCO}_3$) nebo magnezit (MgCO_3). Nicméně největším zdrojem hořčíku je oceánská voda [2].

Průmyslový hořčík byl nejdříve využíván k aplikacím ve fotografickém průmyslu a pyrotechnice. Jemný prášek směsi hořčíku a hliníku hoří ostrým pronikavým bílým světlem. Toho bylo výhodně používáno pro blesk na noční fotografování, ohňostroje, vysoce-energiová paliva nebo zápalná zařízení. V metalurgii se hořčíku využívá jako modifikátoru pro výrobu litiny s kuličkovým grafitem, kde zvyšuje pevnost a tažnost, nebo jako příměsový prvek do slitin s hliníkem, kvůli zvýšení korozní stability a pevnosti. Hořčík se používá i v mnoha dalších odvětvích např. pro chemický průmysl [1].

Později se začalo využívat hořčíku jako konstrukčního prvku. Vyrábějí se z něj odlitky pro letecký a hlavně automobilový průmysl. Použitím hořčíku došlo k velkému snížení hmotnosti jednotlivých konstrukcí a také výraznému snížení spotřeby paliva. Mezi další vlastnosti hořčíku, které mu zaručují vysokou využitelnost, jsou: dobrá obrobitelnost, schopnost tlumení vibrací, měrná pevnost. Hlavní nedostatky jsou nižší tvárnost, sklon k elektrokorózi při kontaktu s kovy, relativně vysoké náklady na zpracování a výrobu, vysoká reaktivita, špatná odolnost proti opotřebení [1].

Únava materiálu je proces změn stavu vlastností materiálu vyvolaný opakovaným cyklickým namáháním. Pohybující se části konstrukcí, kde během provozu dochází ke vzniku vibrací, jsou velmi často porušovány únavovým mechanismem. Aby bylo možné předpovídat chování materiálu při cyklickém zatěžování je potřeba celková znalost a pochopení celého únavového života součástí. Potom lze s úspěšností použít hořčíkové slitiny, pro celkovou redukcí hmotnosti těchto součástí.

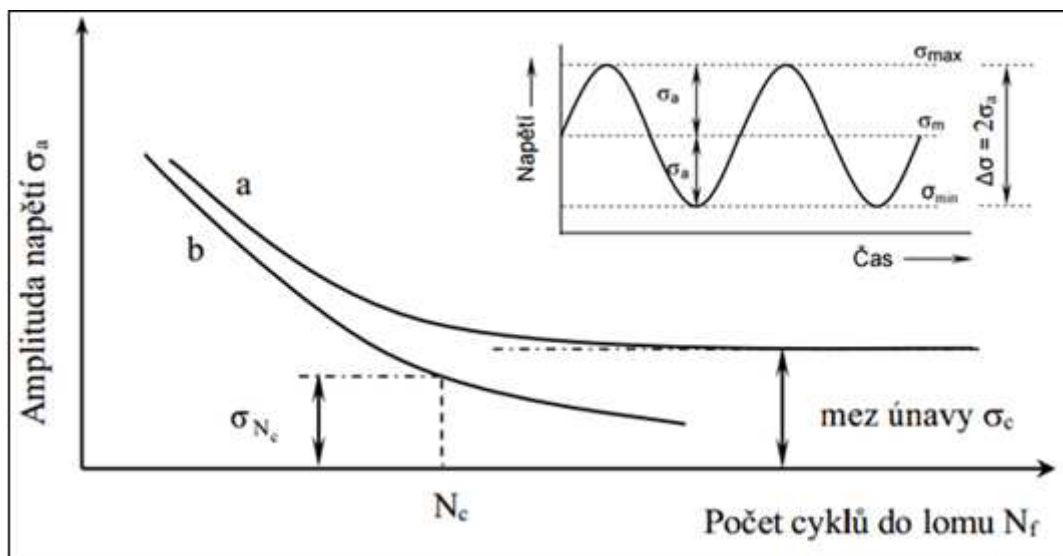
Hlavním důvodem k podrobnému a velmi důležitému studiu únavových vlastností materiálu byl fakt, že při únavovém namáhání dochází k porušení při napětí mnohem menším, než je mez pevnosti materiálu [3].

První zmínky o únavovém porušení jsou spojeny s průmyslovou revolucí v 19. století, kdy většina poruch na těžkých parních lokomotivách nebo kotlích byla způsobena vlivem cyklického zatížení. První kdo publikoval článek, který dával do souvislosti cyklické zatížení a životnost použitého kovu byl roku 1837 William Albert. Od té doby probíhaly práce na zkoumání únavového chování materiálu až do dnešní podoby, kdy lze vznik trhlin v materiálu pomocí numerických modelů velmi přesně simulovat a modelovat [4].

Tato práce si klade za cíl shrnout poznatky o mechanických vlastnostech Mg-slitin a to zejména v oblasti cyklického zatěžování. Pozornost bude zaměřena zejména na slitiny řady AZ. Experimentálně bude ověřována únavová odolnost slitiny AZ91E připravené extrudováním. Práce je zpracovávána v rámci projektu specifického výzkumu, který se zaměřuje na vlastnosti materiálů s mechanickým zjemněním zrna.

2. ÚNAVA MATERIÁLU

Únava materiálu je degradační proces. První zmínky o únavovém porušení jsou již v první polovině 19. století. S probíhající průmyslovou revolucí tento problém nabývá na vážnosti. Jelikož mnoho havárií bylo způsobeno jejím následkem. První prokazatelný výzkum únavy materiálu provedl německý železniční inženýr August Wöhler. Zjistil, že pokud aplikujeme napětí na materiál, dokáže toto napětí po určitém počtu opakování indukovat v materiálu trhlinu, která může růst a zapříčinit až kompletní porušení součásti. Pomocí zkoušek studoval porušení železničních os vagónu a z parametrů zátěžových zkoušek, použitého napětí a počtu cyklů sestavoval S-N křivky (obr. 1) též nazývané Wöhlerovy křivky. Tyto křivky slouží k posuzování závislosti amplitudy napětí σ_a na počtu cyklů do lomu N_f . Hodnota meze únavy σ_c je hodnota napětí, při kterém lze teoreticky provést nekonečně možný počet cyklů a nedojde k porušení součásti. Únava materiálu se podle počtu cyklů dělí na 2. oblasti. Vysokocyklová únava pro počet cyklů nad 10^5 a nízkocyklová únava počet cyklů do 10^5 . Na obr. 1, křivka a) zobrazuje typickou Wöhlerovu křivku pro většinu ocelí, pro takovýto typ S-N křivky je typická trvalá mez únavy. U materiálů, pro které platí křivka b) (hliník, hořčík, měď), kdy nelze určit mez únavy standardním způsobem, se stanovuje smluvní mez únavy σ_{N_c} , která se určuje pro určitý počet cyklů, zpravidla $N_c = 10^7$ [4,5].



Obr. 1: Wöhlerovy křivky [5]

V 19. století byla únava velmi záhadný jev, protože únavové porušení se nedalo pozorovat a porušení nastávalo bez předchozího varování. V 20. století byly realizovány mnohé výzkumy na toto téma a zjistilo se, že opakované zatížení konstrukce může iniciovat únavový mechanismus v materiálu, který vede k iniciaci malé trhliny. Trhlina následně roste a poté co dosáhne kritické velikosti, nastává úplné porušení součásti. Podstatou je cyklická plastická deformace, která se kumuluje v materiálu a lom vzniká jako následek mikroskopických procesů [4].

2.1. Etapy únavového života

Na základě nevratných změn, které jsou způsobeny plastickou deformací lze celý proces únavy rozdělit na 4 stádia, která se vzájemně překrývají, viz (obr. 3), schematicky lze únavový lom znázornit podle obr. 2 [5]:

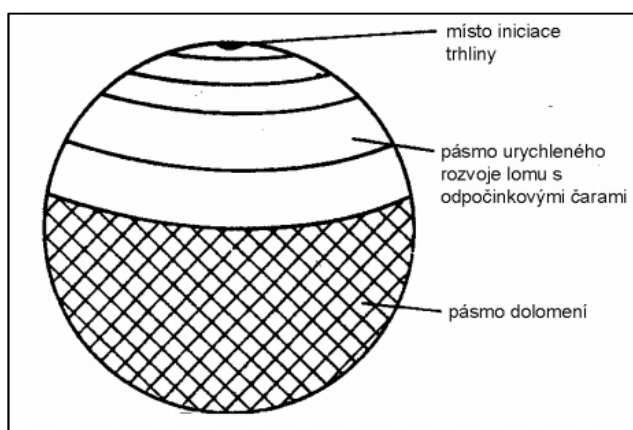
1. Stádium změn mechanických vlastností

V tomto stádiu dochází ke změnám v celém objemu zatěžovaného kovu. Mění se hustota, konfigurace mřížkových poruch a následkem těchto změn dochází k celkové změně mechanických vlastností

- cyklické změkčení
- cyklické zpevnění [5,6]

2. Stádium nukleace trhliny

V důsledku další kumulace plastické deformace na povrchu vzorku, dochází ke koncentraci napětí, deformaci v okolí koncentrátorů napětí a ke vzniku prvních mikrotrhlin. Proces omezen pouze na malou část objemu vzorku [7].

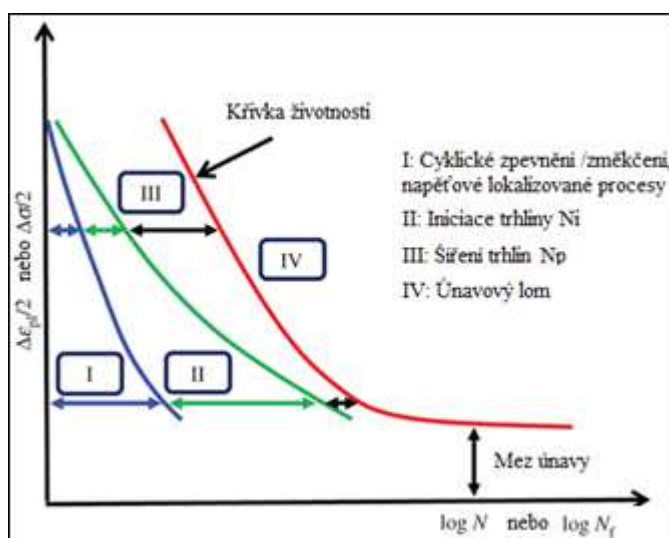


Obr. 2: Schéma únavového lomu [3]

3. Stádium šíření únavových trhlin

Růst trhliny poté co trhlina pronikne do materiálu, závisí na vlastnostech materiálu jako celku. Již není spojován s jevy na povrchu součásti. Pro šíření trhliny jsou rozhodující podmínky v plastické zóně před špičí trhliny [5,7].

4. Statický dolom



Obr. 3: Stádia únavového procesu [7]

2.1.1. Stádium změn mechanických vlastností

Cyklické zpevnění a změkčení

Během prvního stádia únavového procesu dochází v důsledku změn v mikrostruktuře materiálu ke změnám mechanických, magnetických, elektrických a dalších fyzikálních vlastností. Všechny tyto změny mají většinou sytící charakter, to znamená, že nejvýraznější jsou na začátku a s rostoucím počtem opakování jejich intenzita klesá. Po určitém počtu opakování změny ustanou zcela nebo jsou jen málo výrazné. Odpor materiálu vůči cyklické plastické deformaci může v závislosti na materiálu a použitých podmínkách, buď růst potom dochází k cyklickému zpevnění, anebo klesat u cyklického změkčení. U materiálů s prodlevou na mezi kluzu může dojít i k superpozici obou těchto stavů. Charakter napěťové odezvy se změní [3,8].

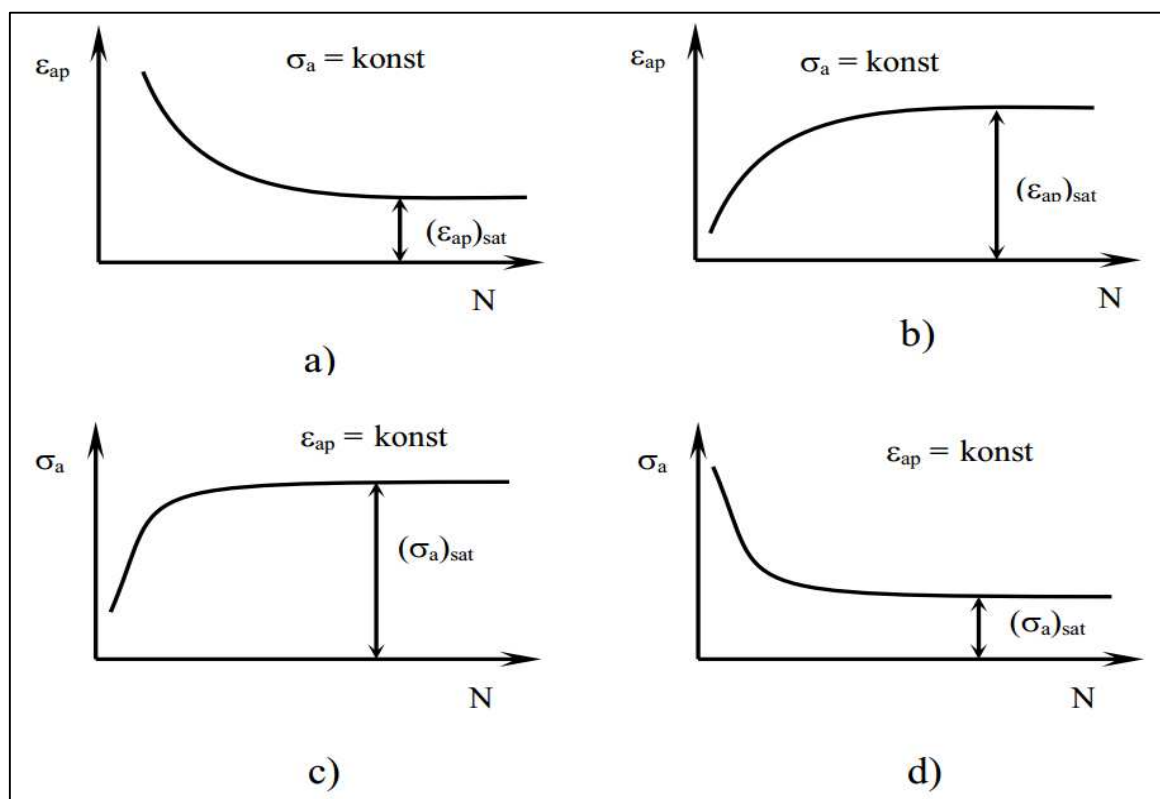
Existence únavy je determinována procesy plastické deformace. Plastická deformace je dána pohybem dislokací. Procesy cyklického zpevnění, změkčení jsou tedy určeny pohybem, generací a interakcí dislokací, které buď interagují s jinými dislokacemi, nebo jinými poruchami mřížky. Pohyb dislokací v materiálu je výrazně ovlivněn přítomností precipitátů, nehomogenit, cizích částic, hranicemi zrn. To znamená, že v průběhu cyklické deformace nedochází pouze ke změnám v konfiguraci a hustotě dislokací, ale také ke změnám morfologie precipitátů nebo deformačně indukované fázové transformaci [3].

Rozhodnout, zda bude materiál změkčovat nebo zpevňovat, můžeme s dobrou pravděpodobností předpovědět podle experimentů z oblasti nízkocyklové únavy, kde bylo formulováno empirické Mansonovo pravidlo mezi poměrem meze pevnosti a meze kluzu. Je-li $(R_m/R_e) > 1,4$, materiál zpevňuje, v případě, že $(R_m/R_e) < 1,2$, dochází k cyklickému změkčení. Pokud hodnota poměru je mezi 1,2 a 1,4 je materiál cyklicky stabilní a nelze podle tohoto pravidla rozhodnout o cyklickém chování. Toto pravidlo lze použít pouze v oblasti nízkocyklové únavy [3,9]

Cyklické zpevnění je typické pro materiály, které byly vyžíhané. Cyklické změkčení se uplatňuje u materiálů, které byly některým známým způsobem zpevněné. Tyto způsoby jsou zejména deformační zpevnění, precipitační zpevnění, zpevnění martenzitickou transformací aj. K cyklickému změkčení v takto zpevněných materiálech dojde, pokud jsou v průběhu cyklického namáhání odstraněny nebo alespoň natolik oslabeny překážky, že jimi projdou pohybující se dislokace. Z hlediska využití materiálu je cyklické změkčení většinou jev nežádoucí [3].

Na obrázku 4 jsou znázorněny křivky pro cyklické zpevnění a změkčení. V praxi se využívá 2. módu zatěžování – měkký a tvrdý mód. Při měkkém módu se využívá konstantního napětí a mění se pouze amplituda deformace. V případě tvrdého zatěžování se udržuje konstantní amplituda deformace a mění se použité napětí. Obrázek 4a odpovídá měkkému módu a jedná se o cyklické zpevnění, kdy s počtem cyklů se zmenšuje celková deformace. To znamená, že se zmenšuje deformační odezva a materiál se brání další deformaci. Na obr. 4b dochází k nárůstu

amplitudy deformace, jedná se tedy o cyklické změkčení. Pokud u tvrdého zatěžování roste amplituda napětí, materiál cyklicky zpevňuje obrázek 4c. Pokud amplituda napětí klesá, mluvíme o cyklickém změkčení, obrázek 4d [5].



Obr. 4: Cyklické zpevnění a změkčení [10]

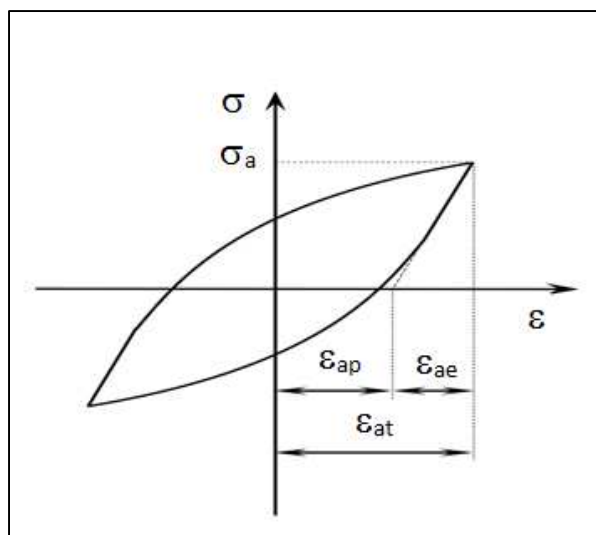
Hysterezní smyčka a cyklická deformační křivka

U únavového zatížení je typický, časově proměnný průběh závislosti napětí na deformaci, který lze zachytit pomocí hysterezní smyčky. Nejvýhodnější způsob sledování změn mechanických vlastností je přímé měření parametrů hysterezních smyček za chodu zkušebního stroje. Na obr. 5, je znázorněno schéma hysterezní smyčky, σ_a je amplituda napětí, ϵ_{at} je amplituda celkové deformace, ϵ_{ap} je amplituda plastické deformace a ϵ_{ae} je amplituda elastické deformace. Po proběhnutí cyklického zpevnění nebo změkčení se mechanické vlastnosti již dále nemění a přecházejí do saturovaného stavu. Pokud proložíme vrcholové body saturovaných hysterezních smyček pro různé amplitudy zatížení, získáme cyklickou deformační křivku (obr. 6). Křivku můžeme popsat rovnicí (2.1) [3,11].

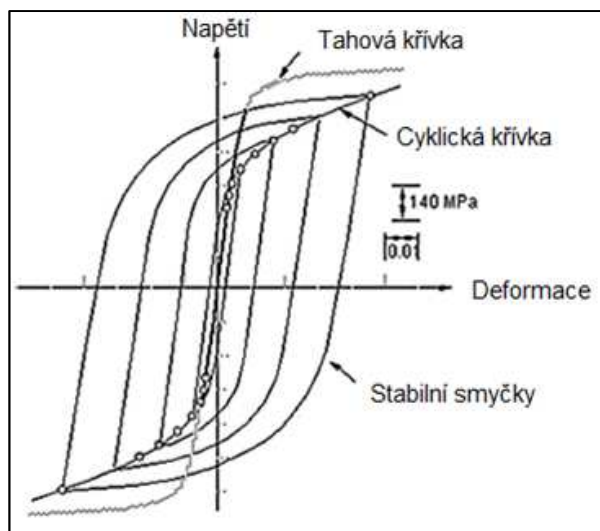
$$\sigma_a = K' \cdot (\epsilon_{ap})^{n'} \quad (2.1)$$

kde:

| | |
|-----------------|-------------------------------------|
| K' | parametr cyklické deformační křivky |
| ϵ_{ap} | exponent cyklického zpevnění |
| σ_a | amplituda napětí |
| n' | exponent cyklické deformační křivky |



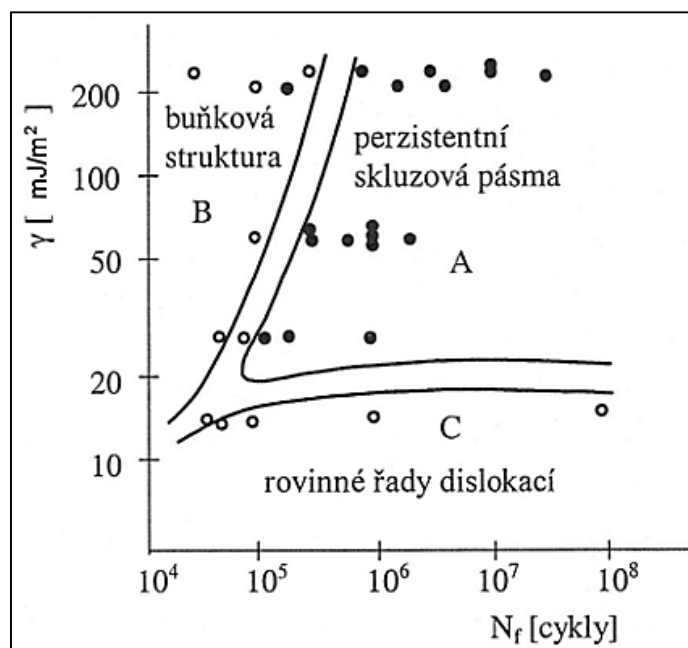
Obr. 5: Schéma hysterezní smyčky [8]



Obr. 6: Cyklická deformační křivka [12]

Tato křivka je velmi významnou materiálovou charakteristikou. Pokud ji porovnáme s tahovým diagramem lze podle ní odhadovat cyklickou deformační odezvu materiálu. V případě, že tahová křivka leží nad cyklickou křivkou, materiál cyklicky změkčuje. Pokud leží pod ní, hovoříme o cyklickém zpevnění [12].

Během cyklického zatížení dochází k vývoji dislokačních struktur. Typy dislokačních struktur závisí na dvou hlavních faktorech a to je energie vrstevné chyby (snadnost příčného skluzu) γ a na počtu cyklů do lomu N_f . Pro kubickou plošně centrovanou mřížku FCC lze závislost typu podpovrchových dislokačních struktur na energii vrstevné chyby a amplitudě zatěžování shrnout do jednoduchého diagramu podle obr. 7 [3].



Obr. 7: Typy podpovrchových dislokačních struktur [5]

Tento diagram vymezuje 3 oblasti s výrazně odlišnou strukturou

1. Oblast A

Charakteristická vyšší energií vrstevné chyby a vyšší životností, Typickou strukturou jsou pásy nebo shluky dislokací, které nejsou vzájemně propojeny. Shluky jsou typické tím, že obsahují kromě propletených dislokačních segmentů velké množství dislokačních dipólů a smyček [13].

2. Oblast B

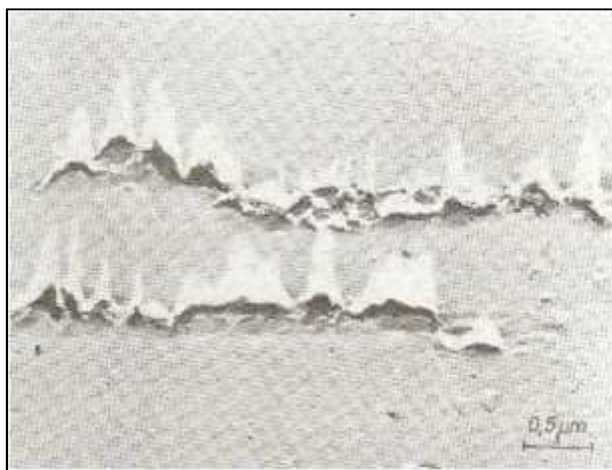
Má vyšší energii vrstevné chyby, nižší životnost a je pro ni charakteristická buňková struktura. Dislokace se nakupují a vytvářejí stěny prostorových buněk o vysoké hustotě. Stejně jako v oblasti A struktura obsahuje značné množství dislokačních dipólů hlavně v případě vysoké energie vrstevné chyby [13].

3. Oblast C

Má nízkou energii vrstevné chyby a v celém rozsahu životnosti se vytváří rovinné řady dislokací. Příčný skluz téměř nenastává a dislokace se drží svých skluzových rovin a netvoří proto žádné prostorové shluky ani buňky. Dislokační smyčky se v této oblasti vyskytují málo [13].

2.1.2. Stádium nukleace únavových trhlin

Mnoho experimentů prováděných prostřednictvím světelné a elektronové mikroskopie prokázalo, že k nukleaci trhlin u homogenních materiálů dochází vždy na povrchu. Jedinou výjimkou je kontaktní únava, kdy k iniciaci dochází v místech maximální změny smykového napětí pod povrchem. U součástí strukturně nehomogenních nemusí být únava vázána s povrchem. Příkladem může být materiál s výrazně zpevněnou povrchovou vrstvou, kde dochází k nukleaci únavové trhliny na rozhraní tvrdé povrchové vrstvy a základní matrice (nitrocementovaná ocel). Obr. 8 ukazuje vznik prvních únavových trhlin [3].



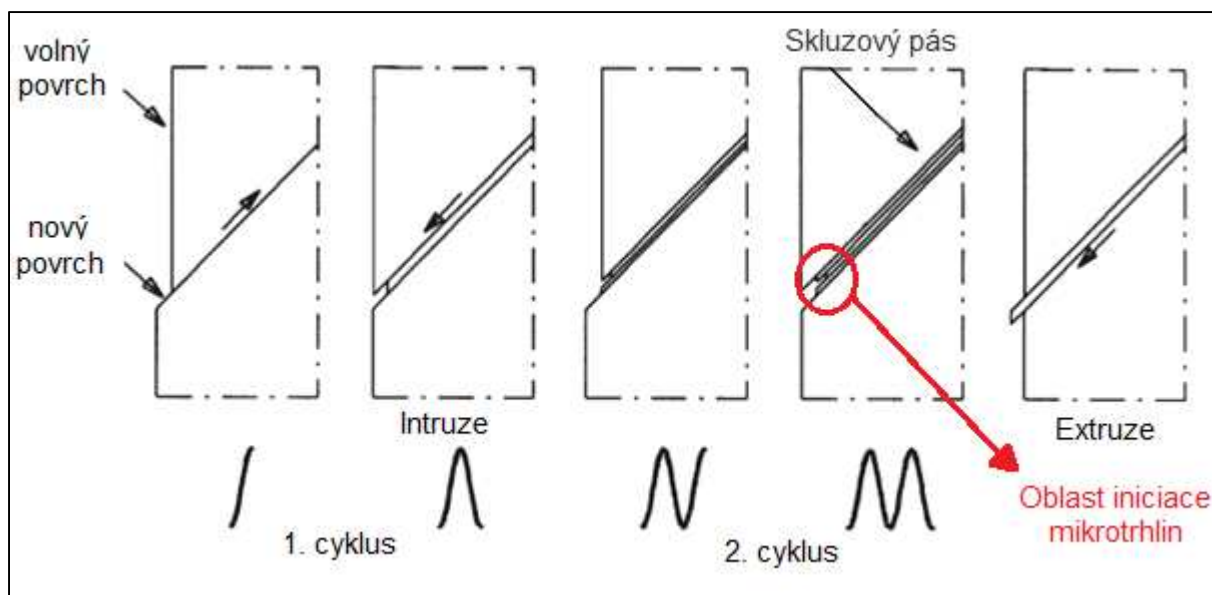
Obr. 8: První únavové trhliny v perzistentním pásu [3]

Mechanismy nukleace mikrotrhlin

Pro tyto mechanismy byla navržena celá řada modelů. Navržené mechanismy se mohou uplatňovat jen v nukleačních místech tj. místa se silnou lokalizací plastické deformace. Pokud mluvíme o volném povrchu tak je to v kořeni intruze v únavových skluzových pásmech, v blízkosti inkluze nebo v okolí hranice zrna [3].

Mechanismy můžeme dělit do 5 skupin:

1. Modely nerozlišující mezi intruzí a mikrotrhlinou. Kdy je vznik mikrotrhliny představován jako spojitě prorůstání intruze do hloubky pomocí opakovaného skluzu na jednom nebo dvou skluzových systémech. Základem tohoto mechanismu v případě skluzu na jednom skluzovém systému je rovnoběžný pohyb karet uvnitř skluzového systému. Vznikající intruze působí jako koncentrátoři napětí a zároveň podporují další skluz viz obr. 9 [3].



Obr. 9: Cyklický skluz vedoucí k tvorbě reliéfu a následně mikrotrhliny [4]

2. Nukleace křehkým prasknutím v kořeni intruze. Mechanismus jasně rozlišuje mezi trhlinou a intruzí. Hlavní slabinou je, že předpokládá existenci velmi vysokého napětí, které je silně lokalizované u kořene intruze. Toto napětí nemůže být odrelaxováno skluzem a dosáhne takové velikosti, že maximální napětí přesáhne meziatomové vazebné síly a tím dojde ke vzniku trhliny. Existenci takto vysokého napětí nelze ani potvrdit ani vyvrátit [3].
3. Vznik trhliny kondenzací vakancí. Největšího nárůstu koncentrace vakancí dochází v oblasti s vysokou dislokační aktivitou tj. únavových pásmech. Některé dislokační interakce způsobují vznik vakancí a tyto vakance mohou difundovat, shlukovat se a vytvářet dutiny. Dutinu o dostatečném rozměru je možno prohlásit za trhlinu. Při tomto mechanismu hraje hlavní roli difúze vakancí v materiálu, která je však teplotně závislá a proto se na nukleaci trhliny podílí až při vyšších teplotách [3].

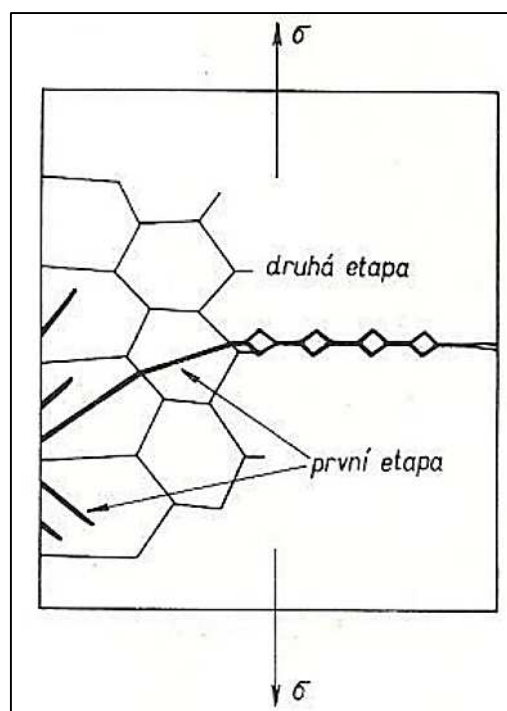
4. Dekoheze krystalu podél skluzové roviny způsobená akumulací dislokací. Model založený na vytvoření konfigurace dislokací, která vede k lokálnímu zvýšení napětí postačující ke ztrátě dekoheze v oblasti několika nanometrů. Teoreticky bylo dokázáno, že dislokační dipól s malou vzdáleností mezi dislokacemi může pomocí anihilace vést ke vzniku trhliny [3].
5. Nukleace na hranicích zrn. Základní představa pro tento model je, že vzniká intruze přímo na hranici zrn. Z této intruze se vyvíjí mikrotrhlina. Model je aplikovatelný pouze pro vysoké amplitudy zatěžování asi okolo 10^3 cyklů do lomu. Pro takové zatížení dochází k intenzivní plastické deformaci napříč celou povrchovou vrstvou zrn. V místě hranice zrn nemůže však deformace proběhnout, protože posunutí kolmé k povrchu v místě hranice je téměř nulové [3].

Žádný z těchto modelů není plně uspokojující a s úplnou přesností popisující daný problém nukleace trhliny, proto existuje mnoho obměn a variací na tyto modely. Neexistuje žádná přesně definovaná hranice, kdy se jedná o iniciaci trhliny a kdy už o její šíření a tyto pásma se vzájemně překrývají. Proto budeme volit délku trhliny jako konvenci, kterou budeme považovat za konec nukleačního pásma [3].

2.1.3. Stádium šíření únavových trhlin

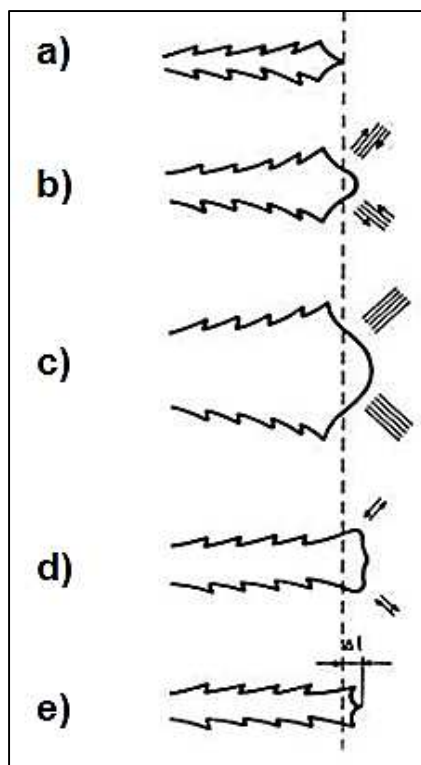
Stádium šíření začíná potom, co se na povrchu vytvoří mikrotrhlina. Tyto mikrotrhliny leží podél skluzových rovin, ve kterých je největší smykové napětí. Jsou to roviny, které svírají 45° se směrem vnějšího zatížení. V kovech existuje poměrně mnoho skluzových rovin, aktivní však budou pouze ty, které mají orientaci blízko maximálnímu smykovému napětí. O způsobu šíření rozhoduje mnoho faktorů, jako je typ materiálu, úroveň napjatosti i okolní prostředí. Studium mechanismu šíření trhlin v monokrystalech kovů ukázalo, že makroskopická trhlina se šíří střídavou aktivací dvou skluzových rovin [3,14].

Stádium šíření můžeme rozdělit z hlediska mikromechanismu postupu čela trhliny, na krystalografickou a nekrystalografickou fázi. V krystalografické fázi se vytvářejí trhliny krátké a pro nekrystalografickou fázi jsou charakteristické trhliny dlouhé. Pro krystalografické šíření podél skluzových rovin se vžil termín první etapa šíření a pro nekrystalografické šíření kolmo na vektor hlavního napětí se označuje jako druhá etapa. V druhé fázi už dochází pouze k šíření magistrální trhliny. Obě dvě stádia jsou schematicky znázorněny na obr. 10 [8].



Obr. 10: Etapy šíření únavové trhliny [8]

Nekrystalografické šíření trhliny popisuje Lairdův model, který vychází z mikrorelífu lomové plochy a z přímého pozorování tvaru špičky trhliny při zatěžování vysokými amplitudami. Typický pro Lairdův model je žlábkovaný reliéf na lomové ploše, kde každému žlábků odpovídá jeden zátěžný cyklus. Model je schematicky znázorněn na obr. 11. Schéma na obr. 11a odpovídá situaci, kdy trhlina je již v druhé fázi a lomová plocha vykazuje žlábkování. Po zatížení v tahu (obr. 11b) dochází k výrazné deformaci ve směru maximálního napětí a dochází k otupení špičky trhliny. V další fázi dochází vlivem zvýšení napětí k otevírání a zaoblování špičky trhliny (obr. 11c). Po odlehčení dojde k přiblížení obou částí trhliny, avšak vzniklý nový povrch není opačnou plastickou deformací plně reverzně vrácen. Čelo zůstává deformováno ve směru maximálního smykového napětí (obr. 11d). V poslední fázi pomocí úplného odlehčení a tlakového napětí, vrátíme trhlinu do původní konfigurace. Tím se délka trhliny zvětší o vzdálenost mezi dvěma žlábků (obr. 11e) [3,8].



Obr. 11: Schéma Lairdova mechanismu šíření trhliny [3]

Šíření dlouhých trhlin lze matematicky popsat pomocí parametrů lomové mechaniky. K tomu se používá velmi často zobecněný Parisův-Erdoganův zákon podle rovnice (2.2), který dává do souvislosti rychlost šíření trhliny a amplitudu součinitele intenzity napětí K_a [9].

$$\frac{dl}{dN} = A \cdot K_a^m \quad (2.2)$$

kde:

$\frac{dl}{dN}$ - rychlost šíření únavové trhliny [$\text{m} \cdot \text{cyklus}^{-1}$]

A, m - parametry rovnice

K_a - amplituda součinitele intenzity napětí [$\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$]

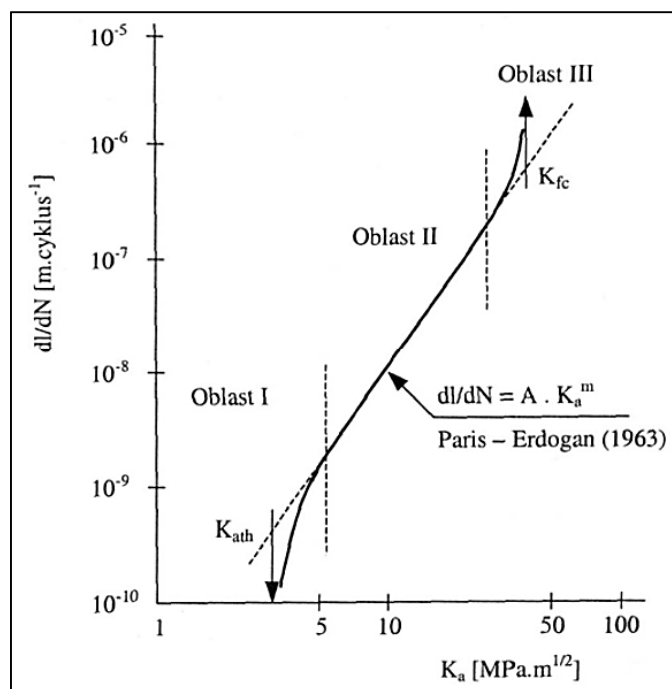
Z Parisova-Erdoganova zákona tedy vychází, že rychlost šíření trhliny dané délky je nulová pouze v případě, kdy amplituda napětí je rovna nule. Bylo však dokázáno, že to neodpovídá skutečnosti, proto Klesnil a Lukáš [5] navrhli novou modifikaci tohoto vztahu, který zohledňuje, že existuje prahová hodnota amplitudy napětí, při které se růst trhliny zastaví [9].

$$\frac{dl}{dN} = A \cdot (K_a - K_{ath})^m \quad (2.3)$$

kde:

K_{ath} - prahová hodnota amplitudy součinitele napětí

Takto upravený vztah již zahrnuje oblast platnosti Paris-Erdoganova zákona i oblast prahové hodnoty amplitudy součinitele napětí K_{ath} . Závislost rychlosti šíření na faktoru intenzity napětí je materiálová charakteristika, která je nezávislá na tvaru součásti a závisí jenom na druhu materiálu. Graficky zpracována podoba závislosti $dl/dN = f(K_a)$ je znázorněna na obr. 12, platnost rovnic (2.2) a (2.3) je vymezena oblastí II. V oblasti I. se trhlina šíří krystalograficky oblast III., je pro zatěžování vysokými amplitudami, kdy dochází k velké kumulaci plastické deformace před čelem trhliny [3,9].



Obr. 12. Kinetický diagram únavového poškození [9]

2.1.4. Únavový lom

Závěrečným stádiem celého únavového cyklu je únavový lom. Postupným šířením magistrální trhliny se zvyšuje napětí na zmenšujícím se nosném průřezu. K lomu dochází, pokud horní napětí zátěžného cyklu, překročí kritické napětí ve zbylé části průřezu. K závěrečnému dolomení dochází většinou rychle a mívá křehký charakter [9].

2.2. Parametry únavového zatěžování

Strojní součásti jsou v praxi vystaveny různému průběhu zatěžování. Tento průběh bývá oproti realitě často zjednodušován. Nejčastěji se nahrazuje náhodné zatěžování pomocí sinusového zatížení o různých hodnotách amplitudy. Moderními únavovými zkušebními stroji lze věrně reprodukovat i reálná zatěžovací spektra. Na obr. 13 jsou znázorněny základní charakteristiky zatěžovacích cyklů [9].

Tyto charakteristiky lze definovat následovně:

Doba T je nejmenší časový úsek, za který se opakuje stejný průběh napětí.

Frekvence f je počet změn za jednotku času a lze spočítat podle rovnice (2.4):

$$f = \frac{1}{T} \quad (2.4)$$

Hodnota $\Delta\sigma$ se nazývá rozkmit a je to rozdíl mezi maximální a minimální hodnotou napětí podle rovnice (2.5):

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (2.5)$$

Amplituda napětí σ_a neboli dynamická složka zátěžného cyklu je rovna polovině rozkmitu:

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (2.6)$$

Střední napětí σ_m je dynamická složka zátěžného cyklu a je rovna průměrné hodnotě z horního a dolního napětí:

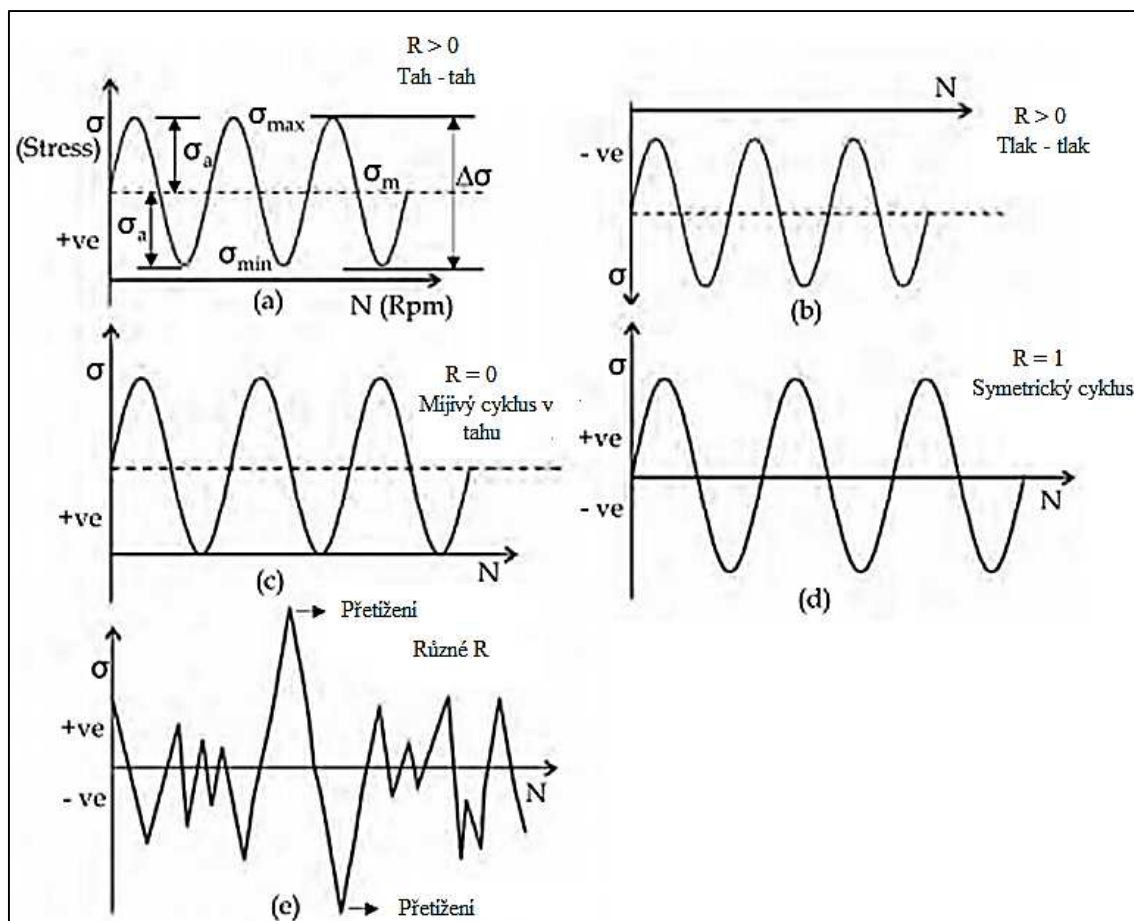
$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (2.7)$$

Jak je vidět z obr. 13 může se zátěžný cyklus nalézat jak v tlakové tak i tahové oblasti. Pokud se střední napětí rovná nule jde o cyklus symetrický, v jiných případech se jedná o cykly asymetrické. Pro popis asymetrických cyklů byly vytvořeny dva parametry. Parametr R napěťový součinitel rovnice (2.8) a parametr P amplitudový součinitel rovnice (2.9). Oba tyto parametry jsou svázány rovnicí (2.10) [3,9].

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (2.8)$$

$$P = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_a} \quad (2.9)$$

$$P = \frac{2}{1 - R} \quad (2.10)$$



Obr. 13: Typy zátěžných cyklů [15]

2.3. Křivky životnosti

Pro posuzování únavových vlastností materiálů slouží dodnes Wöhlerova křivka znázorněna na obrázku 1. Ta se používá v případech, kdy je síla řízenou veličinou (napětí σ_a = konstantní). V mnoha případech se Wöhlerův diagram stal nedostačující únavovou charakteristikou.

Pro nízkocyklovou oblast lze únavové chování materiálu popsat Wöhlerovou-Basquinovou (W-B) a Mansonovou-Coffinovou (M-S) křivkou. W-B křivka vyjadřuje závislost počtu cyklů do lomu na amplitudě napětí a M-S křivka vyjadřuje počet cyklů do lomu na amplitudě plastické deformace. Pro W-B křivku se používá rovnice (2.11) ve tvaru mocninné funkce navržena podle Morrow [13].

$$\sigma_a = \sigma'_f \cdot (2N_f)^b \quad (2.11)$$

kde:

- σ_a - amplituda napětí
- N_f - počet cyklů do lomu
- σ'_f - součinitel únavové pevnosti
- b - elastický exponent únavové pevnosti

Parametr σ'_f a parametr b charakterizují odpor materiálu proti únavovému poškození při silovém zatěžování. Součinitel únavové pevnosti σ'_f se vztahuje k lomovému napětí a bývá aproximován $\sigma'_f = \sigma_f$. Rovnice (2.11) je platná pouze při malých počtech cyklů do lomu do 10^4 [3].

Jak již bylo zmíněno únavový proces lze popisovat také pomocí deformačního přístupu. Řídicí parametr je v tomto případě amplituda plastické deformace, která lze korelovat s počtem cyklů do lomu. Základní studie Mansonovy a Coffinovy umožnily popis počtu cyklů do lomu v závislosti na amplitudě plastické deformace a položily tak základ pro modelování a výpočty životnosti různých materiálů. Mansonův-Coffinův vztah popisuje závislost počtu cyklů do lomu na amplitudě plastické deformace podle rovnice (2.12) [3,9,13].

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon'_f \cdot (2N_f)^c \quad (2.12)$$

kde:

- ε_{ap} - amplituda plastické deformace
- ε'_f - součinitel únavové tažnosti
- c - plastický exponent únavové tažnosti
- N_f - počet cyklů do lomu

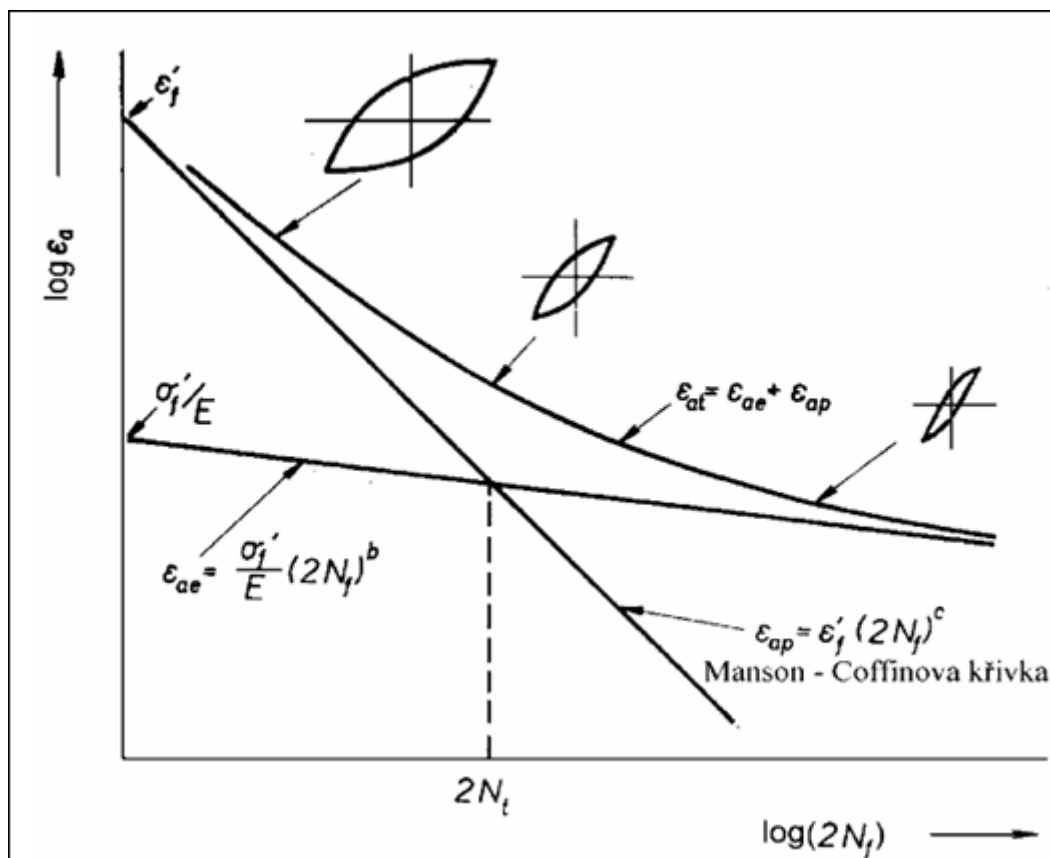
Z experimentálních důvodů bývá často výhodnější používat při únavovém zatěžování amplitudu celkové deformace, která se skládá jak z elastické tak plastické složky deformace. Pro závislosti celkové deformace na počtu cyklů do lomu navrhl Manson rovnici (2.13), která zohledňuje platnost Hookova zákona v makroskopicky izotropních materiálech [3,9].

$$\varepsilon_{at} = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (2N_f)^b + \varepsilon'_f \cdot (2N_f)^c \quad (2.13)$$

kde:

- E - modul pružnosti v tahu

Uvedené vztahy platí pro symetrický zatěžovací cyklus u hladkých vzorků v případě homogenního napěťového pole. Graficky lze rovnici (2.13) znázornit pomocí obr. 14. Lze vidět, že při vysokých počtech cyklů do lomu převládá složka elastická a v tomto případě nabývá na významu součinitel únavové pevnosti σ'_f . V opačném případě při nízkém počtu cyklů do lomu převládá plastická složka zdůrazňující význam součinitele únavové tažnosti ε'_f [3,9,13].



Obr. 14: Schématický průběh křivek životnosti [3]

3. HOŘČÍK

Hořčík je neželezný kov nacházející se v druhé hlavní skupině periodické tabulky prvků. Čistý hořčík krystalizuje v těsné hexagonální soustavě. Fyzikální vlastnosti čistého hořčíku můžeme vidět v tab. 1. Pro konstrukční využití v praxi se využívají výhradně hořčíkové slitiny [1,16].

Tab. 1: Fyzikální vlastnosti čistého hořčíku [16]

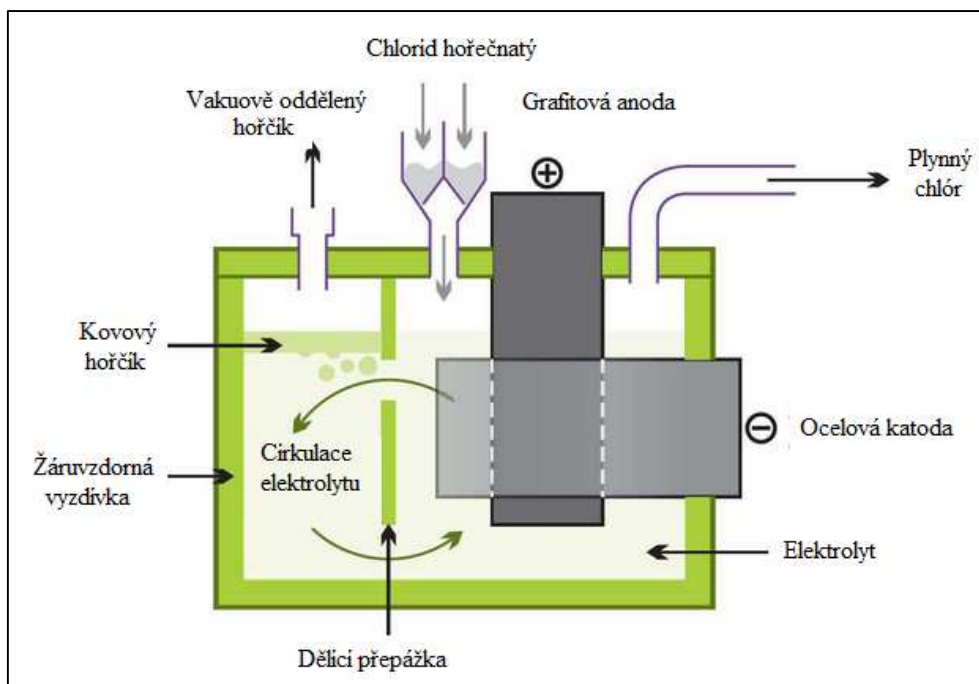
| | | |
|---|---------------------|-------------------|
| Relativní atomová hmotnost | 24,31 | |
| Hustota (při 20 °C) | 1740 | Kg/m ³ |
| Teplota tavení | 650 | °C |
| Teplota varu | 1107 | °C |
| Skupenské teplo tání | 372 | kJ/kg |
| Měrná tepelná kapacita (při 20°C) | 1,03 | kJ/kg/K |
| Tepelná vodivost (při 20°C) | 155 | W/m.K |
| Lineární tepelná roztažnost (20-100 °C) | 26.10 ⁻⁶ | 1/K |
| Součinitel stahování při tuhnutí | 4,2 | % |
| Modul pružnosti | 25 | GPa |
| Pevnost v tahu | 190 | MPa |

3.1. Metody výroby čistého hořčíku

Hořčík se vyrábí buď z oxidu hořečnatého, nebo chloridu hořečnatého, který je získáván z mořské vody. Druhý způsob výroby z chloridu hořečnatého je používanější a až 80 % hořčíku je vyrobenou touto cestou. Pokud vyrábíme hořčík z MgCl využívá se tavná elektrolýza a pokud z MgO využívá se termická redukce [1,17].

Tavná elektrolýza – v prvním kroku dochází k dehydrataci MgCl pomocí HCl a připraví se dehydratovaný chlorid hořečnatý. Takto vzniklý chlorid je potom podroben elektrolýze při teplotě 700 – 750 °C. Produktem elektrolýzy je kromě roztaveného hořčíku také plynný chlór, který se dál recykluje a používá v podobě HCl nebo Cl₂ k další výrobě. Získat chlorid hořečnatý můžeme z různých surovin. Základními surovinami jsou mořská voda, voda ze solných jezer, minerály bischofit či karnalit. Schéma výroby hořčíku pomocí tavné redukce je na obr. 15 [17].

Termická redukce – provádí se redukce oxidu hořečnatého vhodným redukčním činidlem. Nejčastěji se využívá ferosilicium jde tedy o silikotermickou redukci [17].



Obr. 15: Schéma průběhu tavné elektrolýzy [18]

3.2. Vliv legujících prvků na vlastnosti hořčíkových slitin

Jelikož mechanické vlastnosti samotného hořčíku jsou špatné, čistý hořčík se pro konstrukční účely téměř nepoužívá. Zlepšení těchto vlastností se dosahuje pomocí legování vhodnými prvky, které splňují Hume-Rotheryho faktory:

- Velikostní faktor – rozdíl atomového poloměru základního a legujícího prvku je v rozmezí $\pm 15\%$
- Elektrochemický faktor – srovnatelná elektronegativita základního i legujícího prvku z důvodu snadné tvorby tuhého roztoku [17,19]

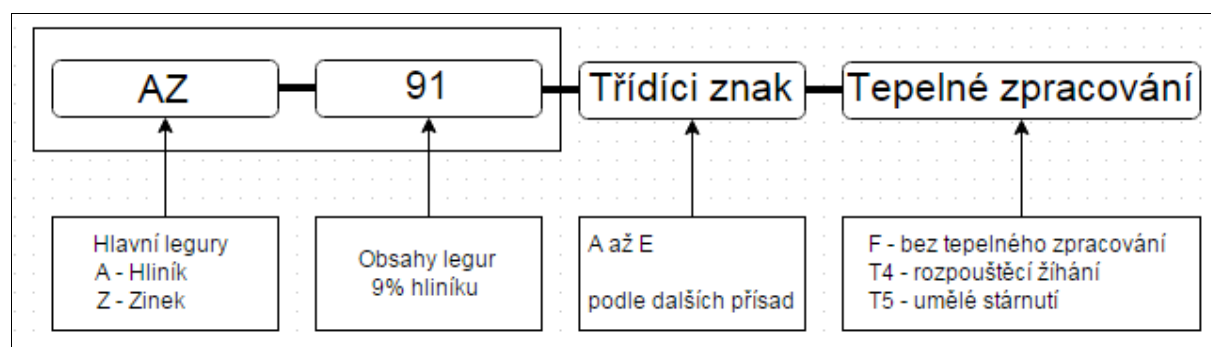
Pokud jsou tyto faktory splněny, může dojít ke snadnému vytvoření tuhého roztoku a tím následně ke zlepšení mechanických vlastností slitin hořčíku. Vhodná volba legujících prvků a jejich kombinace je nezbytná pro dosažení požadovaných vlastností. Ať už jde o zlepšení korozní odolnosti, mechanických či technologických vlastností. Důležité je, aby u hořčíkových slitin došlo k zachování nízké měrné hmotnosti. Legující prvky, které se používají nejčastěji, jsou následující [17]:

- **Hliník** je nejvýznamnější legující prvek u slitin hořčíku. Zvyšuje pevnost a tvrdost a zlepšuje slévateľnost. Pokud slitina obsahuje více než 6% hliníku, dá se tepelně zpracovávat a má nejlepší vlastnosti z hlediska poměru pevnosti a tažnosti.
- **Beryllium** se přidává do hořčíkových slitin ve velmi malých koncentracích okolo 0,001 hm. %. Snižuje tendenci povrchu oxidovat během tavení, svařování a odlévání. Pokud je použito při lití do pískových forem může zapříčinit zhrubnutí zrna.

- **Vápník** je přidáván z metalurgických důvodů. Přidává se v maximálním obsahu do 0,3 hm. % po překročení mohou vznikat trhliny při svařování. Zvyšuje válcovatelnost hořčíkových plechů, creepové vlastnosti, zjemňuje zrna. Oproti tomu má negativní vliv na korozní odolnost.
- **Měď** v koncentracích nad 0,5 hm. % snižuje korozní odolnost naproti tomu, ale zvyšuje pevnost při zvýšených teplotách.
- **Lithium** má vysokou rozpustnost v hořčíku (asi 5,5 hm. %) lze jej přidat pro další snížení měrné hustoty a tedy i hmotnosti hotové součásti. Lithium nepříznivě ovlivňuje pevnost a zvyšuje tvářitelnost. Hořčíkové slitiny legované lithiem jednoduše podléhají stárnutí a praxi nemají moc velké využití.
- **Mangan** se využívá v koncentracích do 1,5 hmot. % a slouží k vyvázání železa a těžkých kovů za vytvoření intermetalických fází. Ty zvyšují korozní odolnost v slaném prostředí.
- **Křemík** se přidává ke zlepšení viskozity v přítomnosti železa ve slitině, vylepšuje korozní odolnost.
- **Zinek** druhý nejpoužívanější legující prvek ve slitinách hořčíku. V kombinaci s hliníkem zvyšuje pevnost. V kombinaci se zirkoniem a dalšími prvky vzácných zemin se podílí na tvorbě precipitačně vytvrditelných slitin.
- **Cín** zvyšuje tvářitelnost a tím snižuje možnost výskytu trhlin při tváření za tepla.
- **Zirkonium** výrazně zjemňuje zrna, ale nemůže být přidáváno do slitin s obsahem hliníku nebo manganu. Tyto prvky se zirkoniem tvoří stabilní sloučeniny a nemají na zjemnění zrna vliv. Vliv má pouze zirkonium rozpuštěné v tuhém roztoku.
- **Ytrium** zvyšuje creepovou odolnost až do teplot 300 °C.
- **Prvky vzácných zemin** se přidávají do slitin hořčíku kvůli zvýšení pevnosti, slévatelnosti, omezení trhlin při svařování. Přidávají se buď ve formě didymu nebo mischmetalů. Tyto slitiny lze precipitačně vytvrzovat, což pozitivně ovlivňuje mechanické a creepové vlastnosti za zvýšených teplot.
- **Železo** se považuje za škodlivou příměs. Již v množství nad 0,005 hm. % značně snižuje korozní odolnost.
- **Nikl** je stejně jako železo příměs nežádoucí. Proto je jeho obsah potřeba udržet pod 0,005 hm. % aby nebyla snížena korozní odolnost [1,17]

3.3. Značení slitin hořčíku

Pravidla značení hořčíkových slitin podléhají normě. V praxi se pro značení používá buď norma ASTM (American Society for Testing and Materials) nebo norma EN. Ukázku značení podle normy ASTM máme na obr. 16.



Obr. 16: Značení podle normy ASTM [17]

Z obrázku je zřejmé, že na prvních dvou místech je písmenné označení dvou hlavních legujících prvků. Dále je číselně označen obsah dvou hlavních legujících prvků zaokrouhlený na celá čísla. Třídící znak označující slitiny s rozdílným obsahem ostatních prvků. Nakonec je označené tepelné zpracování. Písmenné označení pro jednotlivé prvky vidíme v tabulce 2 a označování pro tepelné zpracování v tabulce 3.

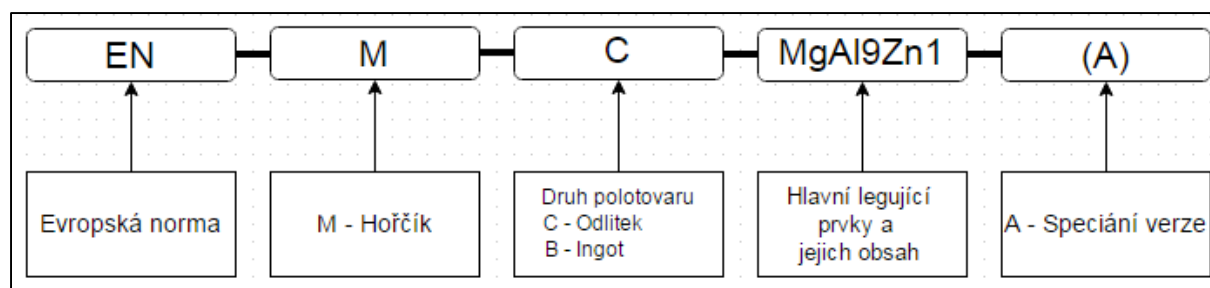
Tab. 2: Označení prvků vyskytujících se v hořčíkových slitinách [17]

| Značení | A | C | H | K | L | M | Q | S | W | Z | X | J |
|---------|----|----|----|----|----|----|----|----|---|----|----|----|
| Prvek | Al | Cu | Th | Zr | Li | Mn | Ag | Si | Y | Zn | Ca | Sr |

Tab. 3: Tabulka tepelných zpracování [17]

| | | | |
|----|---|-----|---|
| F | Dle výroby | T | Tepelné zpracování pro výrobu stabilních stavů jiných než F, O, H |
| O | Žíhání, rekystalizace (tvářené) | T2 | Žíhání (pouze lité) |
| W | Rozpouštěcí žíhání, nestabilní stav | T3 | Rozpouštěcí žíhání deformace za studena |
| H | Deformační zpevnění (tvářené výrobky) | T4 | Rozpouštěcí žíhání |
| H1 | Pouze deformační zpevnění | T5 | Umělé stárnutí |
| H2 | Deformační zpevnění a částečné žíhání | T6 | Rozpouštěcí žíhání a umělé stárnutí |
| H3 | Deformační zpevnění a stabilizační žíhání | T7 | Rozpouštěcí žíhání a stabilizační žíhání |
| C | Běžná čistota | T8 | Rozpouštěcí žíhání, deformace za studena umělé stárnutí |
| D | Vysoká čistota | T9 | Rozpouštěcí žíhání, umělé stárnutí, deformace za studena |
| | | T10 | Umělé stárnutí, deformace za studena |

Evropské značení EN bylo převzato z norem německých DIN. Příklad a význam jednotlivých znaků je naznačen na obr. 17.



Obr. 17: Značení podle normy EN [17]

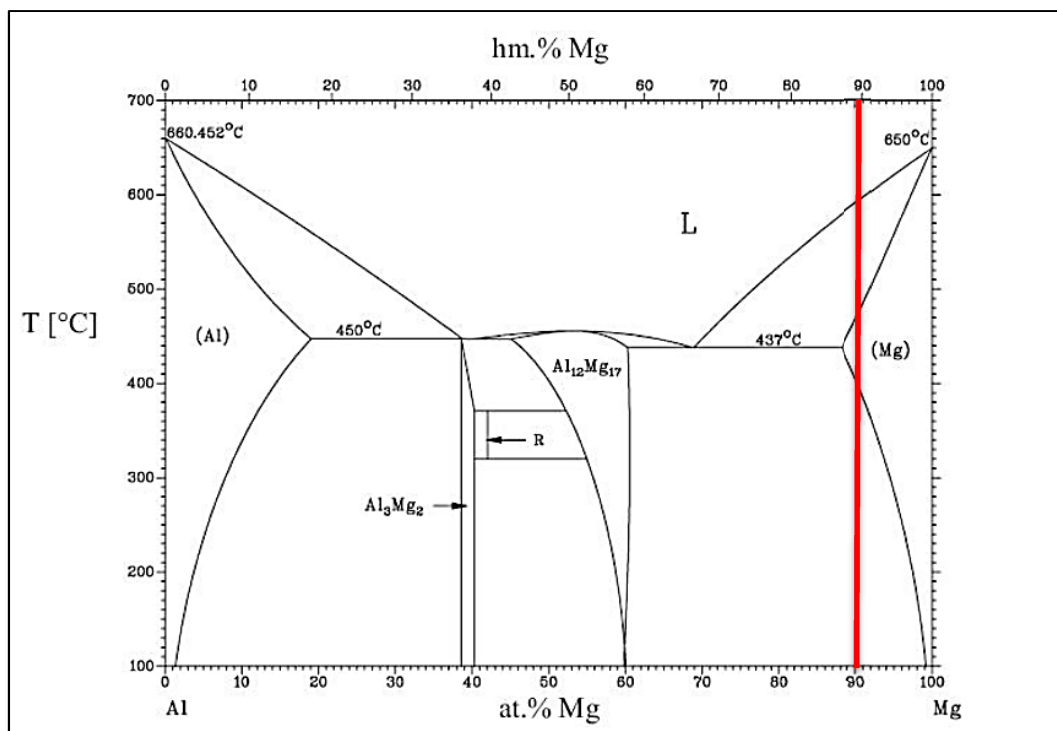
3.4. Druhy používaných slitin hořčíku jejich mikrostruktura a vlastnosti

Jak již bylo zmíněno, čistý hořčík nemá ideální mechanické vlastnosti, a proto se v praxi nepoužívá. Používají se však jeho slitiny. Hlavní skupiny hořčíkových slitin, které jsou komerčně vyráběny:

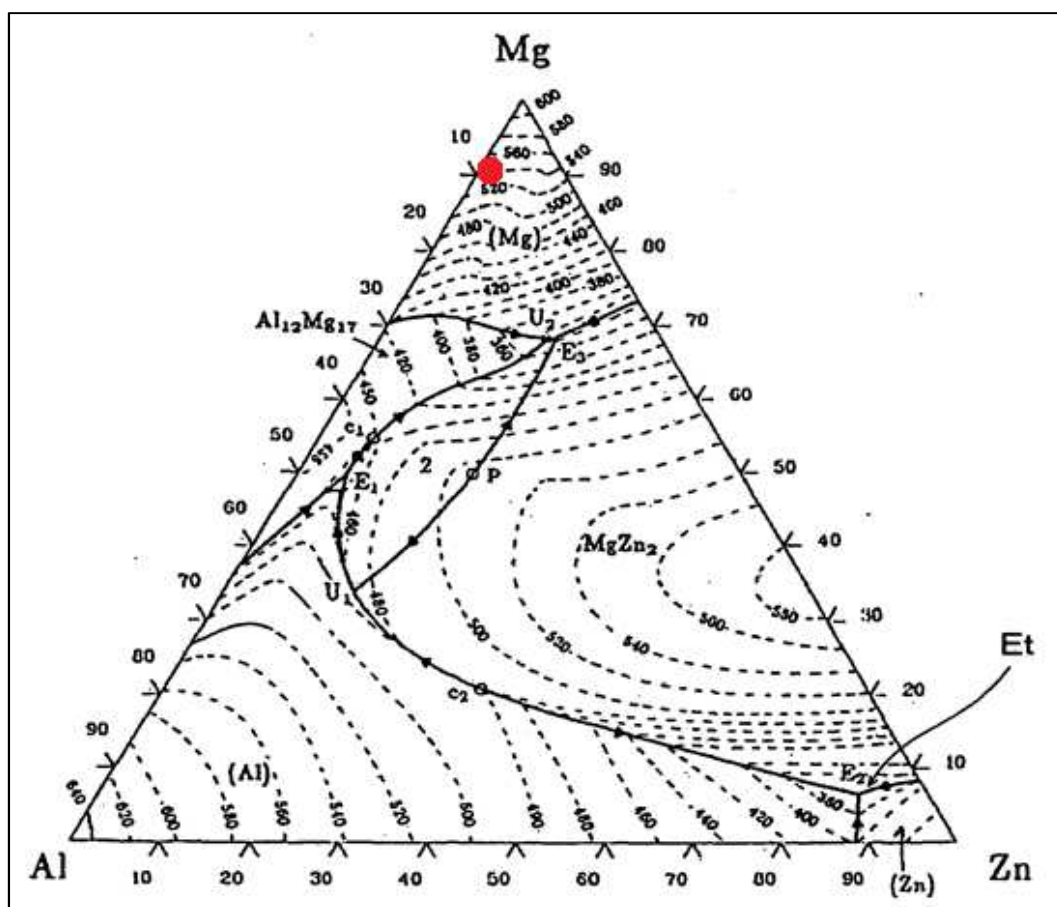
- Hořčík-mangan
- Hořčík-hliník-mangan
- Hořčík-hliník-zinek-mangan
- Hořčík-zirkonium
- Hořčík-zinek-zirkonium
- Hořčík-KVZ-zirkonium
- Hořčík-stříbro-KVZ-zirkonium
- Hořčík-yttrium-KVZ

Dříve se pro aplikace na výrobu vesmírných lodí a střel používaly slitiny obsahující thorium. Byly to slitiny Mg-Th-Zr, Mg-Th-Zr-Zn nebo Mg-Ag-Th-KVZ. V poslední době se od nich upouští. Důvodem je jejich vysoká radioaktivita a v praxi se nahrazují slitinami Mg-KVZ. Nejčastější komerčně odlévané slitiny jsou slitiny Mg-Al-Zn. Je na ně zaměřena i experimentální část práce a proto se jimi budeme zabývat podrobněji [1].

Pro popis mikrostruktury a mechanických vlastností slitin řady AZ potřebujeme binární rovnovážný diagram soustavy Mg-Al na obr. 18 a ternární rovnovážný diagram Mg-Al-Zn, který je zobrazen na obr. 19. Tyto diagramy nám ukazují, jaké fáze se v hořčíkových slitinách tohoto typu mohou vyskytovat a podávají mnohé další informace o celém systému. Jde hlavně o teploty tání čistých látek, informace o interakci látek a jejich výsledných produktech, tuhé roztoky, přítomnost a složení tuhých roztoků v závislosti na teplotě atp. V obou diagramech je červeně naznačen výskyt slitiny AZ 91.

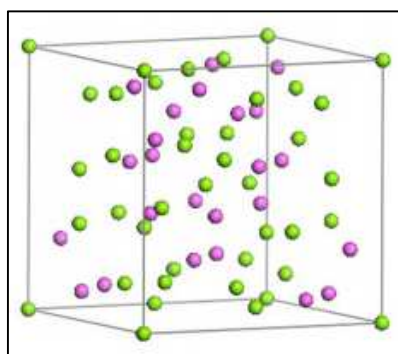


Obr. 18: Binární fázový diagram Mg-Al [20]

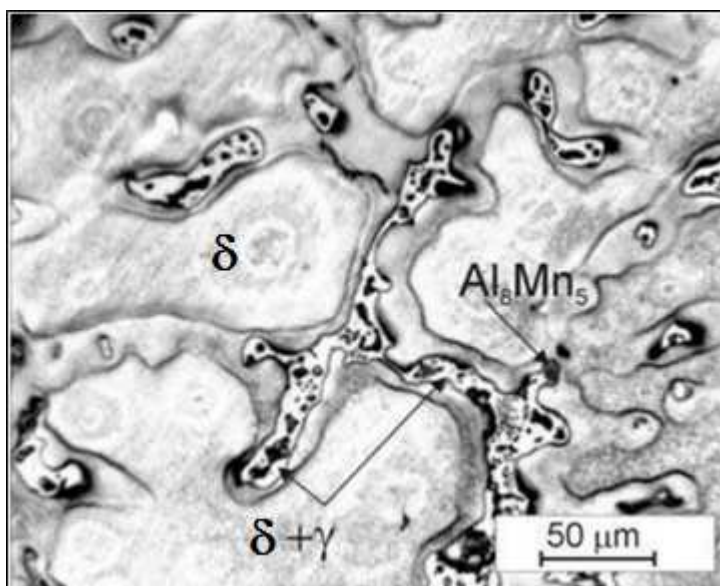


Obr. 19: Ternární fázový diagram Mg-Al-Zn [20]

Základní struktura slitin řady AZ je složena z hořčíkové matrice, ve které je rozpuštěn hliník, popřípadě zinek. Dohromady vytváří tuhý roztok δ . Při vyšším obsahu hliníku se může vyskytovat intermetalická fáze se stechiometrickým složením $Mg_{17}Al_{12}$ tzv. fáze γ obsahující asi 43,95 hm. % hliníku a mající kubickou mřížkou viz obr. 20. Youngův modul pružnosti této intermetalické fáze je okolo 80 GPa ve srovnání oproti čistému hořčíku, který má 45 GPa. V litých hořčíkových slitinách se fáze gama vyskytuje v mezidendritických prostorách po hranicích zrn a zvyšuje křehkost. Důležitou roli představuje tato fáze v zesilování hranic zrn a ovlivňování vysokoteplotního chování. Kromě intermetalické fáze γ se ve struktuře mohou vyskytovat světle oranžové částice na bázi Mn a Al. Jsou to buď částice Al_8Mn_5 nebo $Al_{11}Mn_4$. Mikrostruktura takové slitiny může vypadat dle obr. 21 [17,21,22].



Obr. 20: Krystalová struktura $Mg_{17}Al_{12}$ [22]



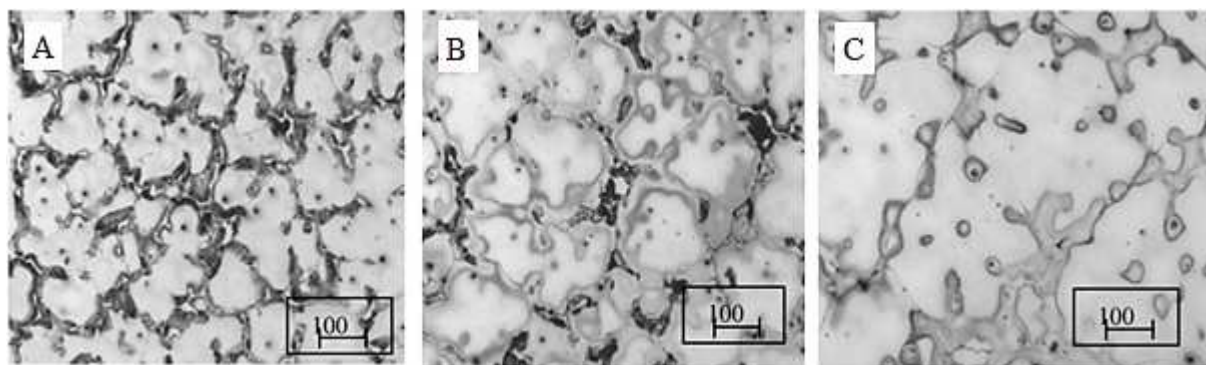
Obr. 21: Struktura slitiny AZ 91 litá do kovové formy, δ je tuhý roztok Al v Mg [21]

Mechanické vlastnosti hořčíkových slitin se odvíjejí především od chemického složení jednotlivých slitin, způsobu výroby a tepelného zpracování. V tabulce 4. jsou uvedeny mechanické vlastnosti konkrétních hořčíkových slitin připravených tlakovým litím a bez aplikovaného tepelného zpracování [17].

Tab. 4: Složení a mechanické vlastnosti používaných hořčíkových slitin [17]

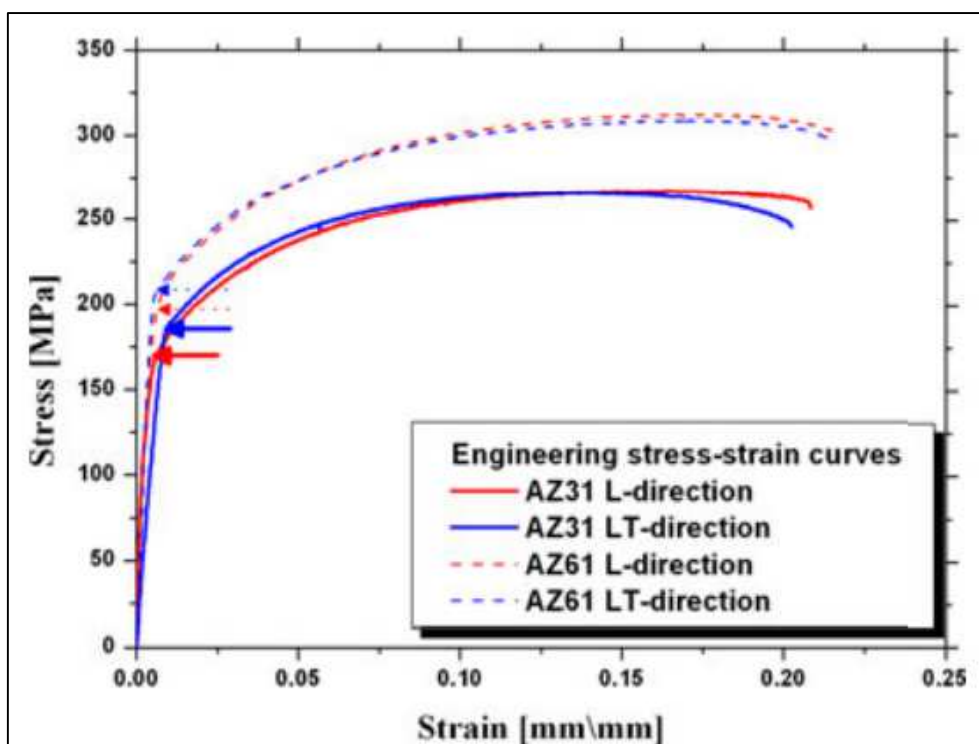
| | Al [%] | Mn [%] | Zn [%] | Jiné prvky | $R_{p0,2}$ [MPa] | R_m [MPa] | A [%] | HRC |
|---------------|--------|--------|--------|------------|------------------|-------------|-------|-----|
| AE42 | 4 | 0,1 | | 2,5 RE | 145 | 230 | 11 | 60 |
| AM20 | 2,1 | 0,1 | | | 90 | 210 | 20 | 45 |
| AM60 | 6 | 0,13 | | | 130 | 240 | 13 | 65 |
| AS41 | 4,2 | 0,2 | | 1,0 Si | 140 | 240 | 15 | 60 |
| AZ91 | 9 | 0,13 | 0,7 | | 160 | 250 | 7 | 70 |
| AJ62L | 6 | | | 1,6 Sr | 153 | 276 | 12 | |
| AJX500 | 5 | | | | 133 | 236 | 10 | |
| AJX531 | 5 | 3 | | 3,0 Sr | 198 | 238 | 8 | |
| AX51 | 5 | | | 1,0 Ca | 128 | 192 | 7 | |
| AX52 | 5 | | | 1,0 Ca | 161 | 228 | 13 | |

Tato práce se však zabývá hlavně hořčíkovými slitinami řady AZ, jejich hlavními představiteli jsou slitiny AZ91, AZ61 a AZ31. Mikrostruktury těchto slitin po odlití vidíme na obr. 22. Kromě tuhého roztoku δ lze na obr. 22a pozorovat výraznou intermetalickou fázi $Mg_{17}Al_{12}$, která vytváří kontinuální precipitáty na hranicích zrn v mezidendritických prostorech. Vznik této fáze je výrazně ovlivněn obsahem hliníku v matici. Z obr. 22 je zřetelné, že množství vyloučené intermetalické fáze $Mg_{17}Al_{12}$ klesá se snižujícím obsahem hliníku v matici. V případě slitiny AZ31 (obr. 22c) se fáze $Mg_{17}Al_{12}$ nevyloučila vůbec [16,23].



Obr. 22: Mikrostruktura odlité hořčíkové slitiny A) AZ91 B) AZ61 C) AZ31 [23]

Zvyšující procento hliníku má kladný vliv na zabíhavost, a proto se slitina AZ91 používá především na tlakové lití tvarově komplikovaných, tenkostěnných odlitků. Oproti tomu slitiny AZ61 a AZ31 se používají velmi často ke tváření. V práci [24] byly porovnávány pevnostní charakteristiky obou těchto hořčíkových slitin. Z grafu na obr. 23 je zřejmé, že tvářená slitina AZ61 dosahovala meze pevnosti asi o 50 MPa vyšší než tvářená slitina AZ31 a to nezávisle na směru měření. Přímé porovnání je uvedeno v tabulce 5 [16,24].



Obr. 23: Křivka napětí-deformace pro slitinu AZ31 a AZ61, L-direction –podélný směr ke směru tváření, LT-direction-transverzální směr ke směru tváření [24]

Tab. 5: Rozdíl mech. vlastností v závislosti na směru tváření [24]

| Materiál | Směr měření | $R_{p0,2}$ [MPa] | R_m [MPa] | A [%] |
|-----------------|--------------------|------------------------------------|-------------------------------|--------------|
| AZ31 | podélný | 165 | 263 | 19,45 |
| | transverzální | 193 | 264 | 20 |
| AZ61 | podélný | 195 | 313 | 20,20 |
| | transverzální | 205 | 310 | 19,64 |

Pevnostní charakteristiky pro hořčíkové slitiny jsou dostupné ve velmi širokém intervalu a jsou úzce spjaté s metodou výroby konkrétní slitiny. Nejvyšších pevnostních charakteristik dosahují tvářené hořčíkové slitiny. U protlačovaných slitin se mez pevnosti pohybuje až okolo 330 MPa. Pro tlakově lité slitiny se často používá tepelného zpracování na stav T4, které zvedá hodnotu meze pevnosti až na hodnoty okolo 280 MPa a má kladný vliv na tažnost. Celkové porovnání mechanických vlastností slitin hořčíku řady AZ je v tab. 6 [1].

Tab. 6: Přehled mechanický vlastnosti hořčíkových slitin řady AZ

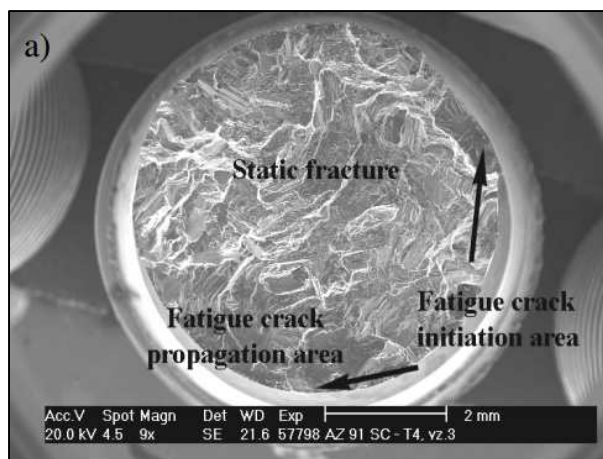
| Materiál | Výroba | E [GPa] | R _{p0,2} [MPa] | R _m [MPa] | A [%] | Zdroj |
|----------|------------|---------|-------------------------|----------------------|-------|-------|
| AZ31 | extruze | | 172 | 274 | 22,7 | [26] |
| | ECAP | | | 188 | | [28] |
| AZ61 | extruze | 43 | 244 | 329 | 23 | [25] |
| | odlévání | 43 | 105 | 130 | 5 | [25] |
| | ECAP | | | 195 | | [28] |
| AZ91D | tlak. lití | | 139 | 204 | 3 | [27] |
| AZ91 | ECAP | | | 185 | | [28] |
| AZ91/T4 | ECAP | | | 280 | | [28] |
| | tlak. lití | 43 | 95 | 235 | 9 | [29] |

3.5. Únavové vlastnosti hořčíkových slitin

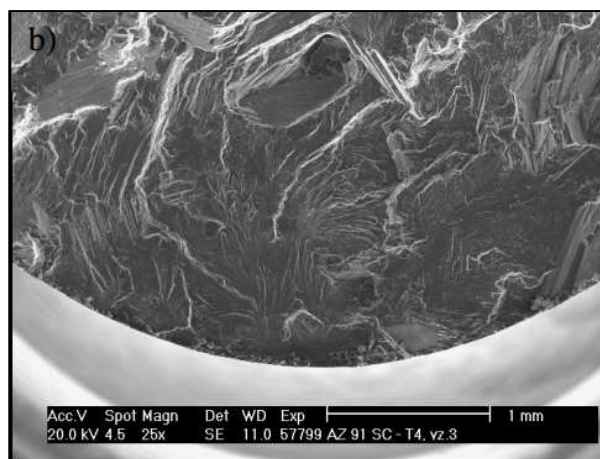
Únavové vlastnosti hořčíkových slitin úzce souvisí s jejich statickým chováním a vyskytují se v literatuře ve velmi širokém intervalu. V práci [1] popisují autoři závislost meze pevnosti materiálu na jeho mezi únavy. Závislost se uplatňuje u slitin hořčíku vyrobených tvářením nebo odléváním. Mezi oběma vlastnostmi platí přímá úměra. To znamená, že tvářené slitiny dosahují oproti odlévaným slitinám vyšších hodnot meze únavy, protože jejich pevnostní charakteristiky jsou mnohem vyšší [1].

Únavové porušování Mg slitin probíhá ve vhodně orientovaných zrnech. Za pokojové teploty je deformace omezena na 3. nezávislé skluzové systémy. To znamená, že není splněno von Misesovo kritérium, které říká, že homogenní plastická deformace polykrystalu je podmíněna existencí minimálně 5 nezávislých skluzových systémů. To v důsledku znamená, že při pokojové teplotě se hořčíkové slitiny špatně deformují. Pro získání dostatečné plasticity pro potřebné technologické zpracování je tedy nutné aktivovat i vedlejší skluzové roviny. To se dělá zpravidla pomocí předeževu. Plastická deformace potom probíhá buď pomocí krystalografického skluzu, nebo se uplatňuje mechanismus dvojčatění [30,36].

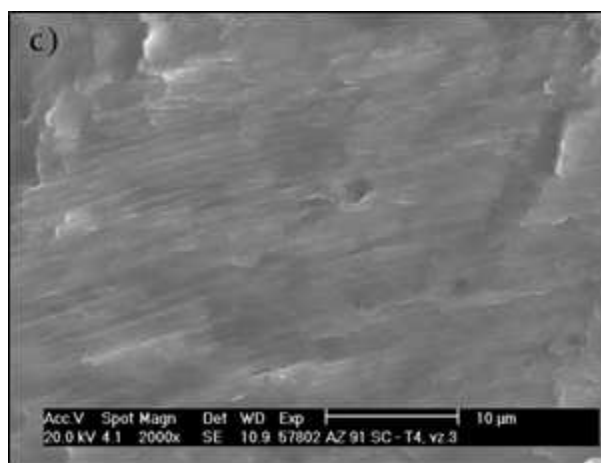
Vzhled únavového lomu hořčíkové slitiny AZ91 připravené squeeze castingem je zobrazen na obr. 24a, b, c. Obrázek 24a vyobrazuje celkovou lomovou plochu, na které jsou označeny kritická místa iniciace trhliny, postupného šíření trhliny a statického transkrystalického dolomu. K iniciaci lomu došlo na povrchu vzorku a detail je vidět na obr. 24b. Při větších zvětšeních byly na lomové ploše pozorovány únavové striace (obr. 24c). V práci [29] poukazovali autoři na to, že amplituda použitého napětí ovlivňuje velikost oblasti šíření trhlín, a to tak, že se snižující se amplitudou napětí se tato oblast zvětšuje [29].



Obr. 24a: Lomová plocha slitiny AZ91 SEM, zatěžováno $\sigma_a = 120$ MP [29]

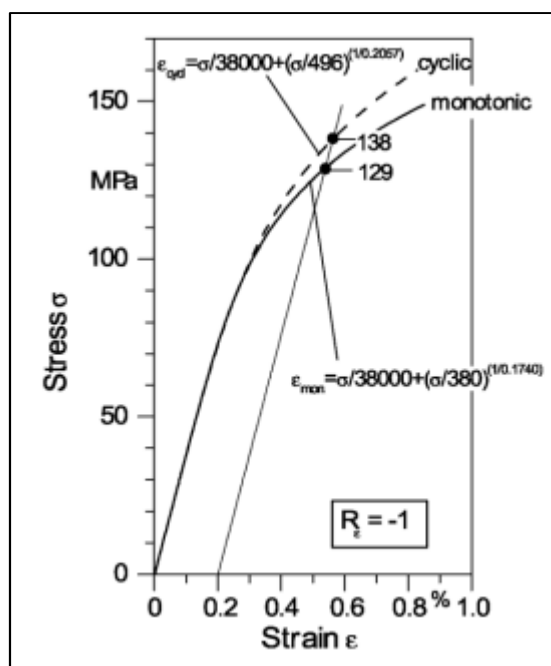


Obr. 24b: Detail místa iniciace trhliny [29]

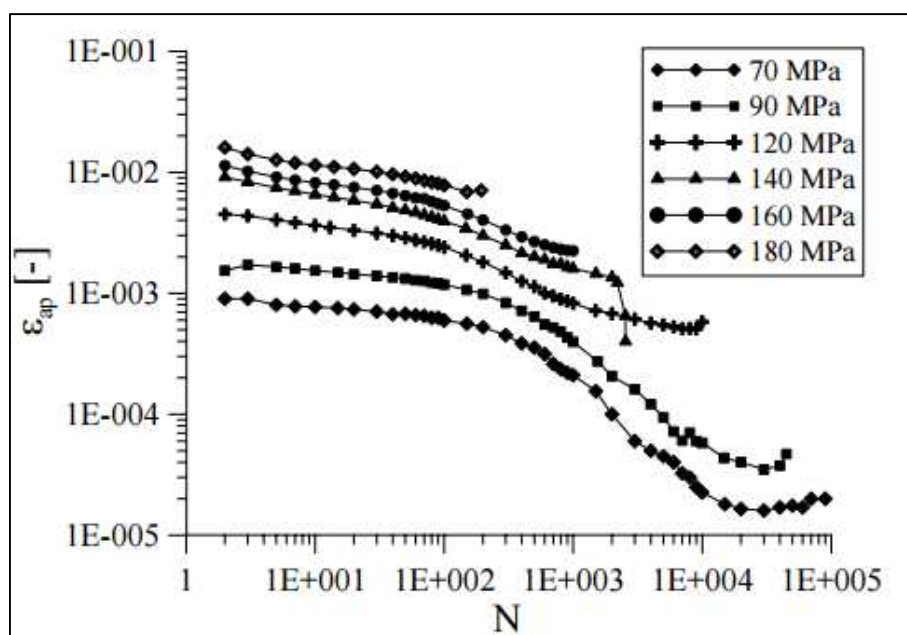


Obr. 24c: Únavové striace [29]

Zkoumání únavového chování hořčíkových slitin ukázalo, že tyto materiály během únavového života po většinu času cyklicky zpevňují. Obr. 25 ukazuje srovnání jednosměrné deformační křivky a CDK, je zřetelné, že CDK leží nad jednosměrnou deformační křivkou (materiál zpevňuje). Na obr. 26 jsou křivky zpevnění/změkčení pro tepelně zpracovanou slitinu AZ91 ve stavu po rozpouštěcím žihání. Klesající hodnota amplitudy plastické deformace značí cyklické zpevnění. Ke konci únavové životnosti, při zatěžování na většině hladin amplitudy napětí došlo k mírnému nárůstu amplitudy plastické deformace. To značí cyklické změkčování v průběhu šíření magistralní trhliny [31,32].

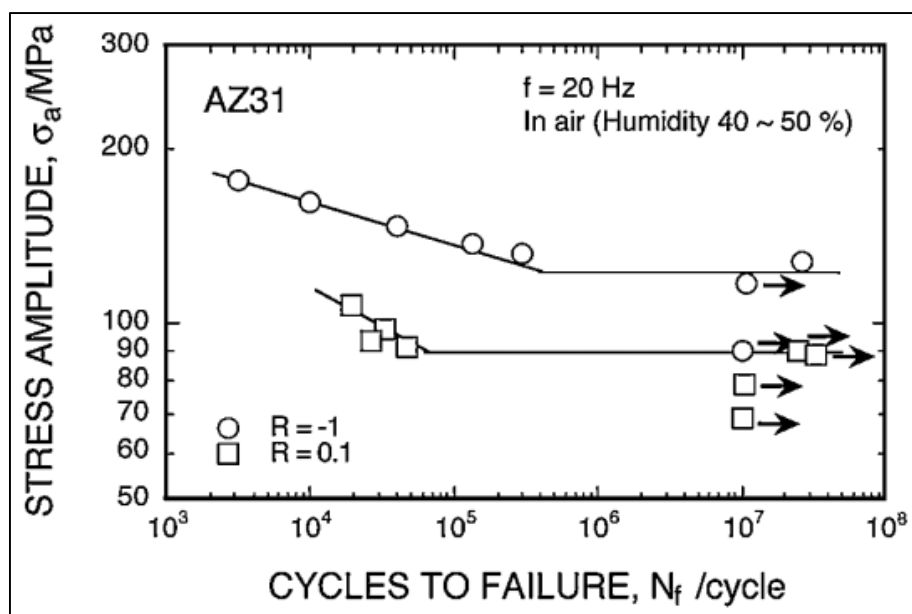


Obr. 25 : Porovnání jednosměrné a cyklické deformační křivky slitiny AZ91HP [31]

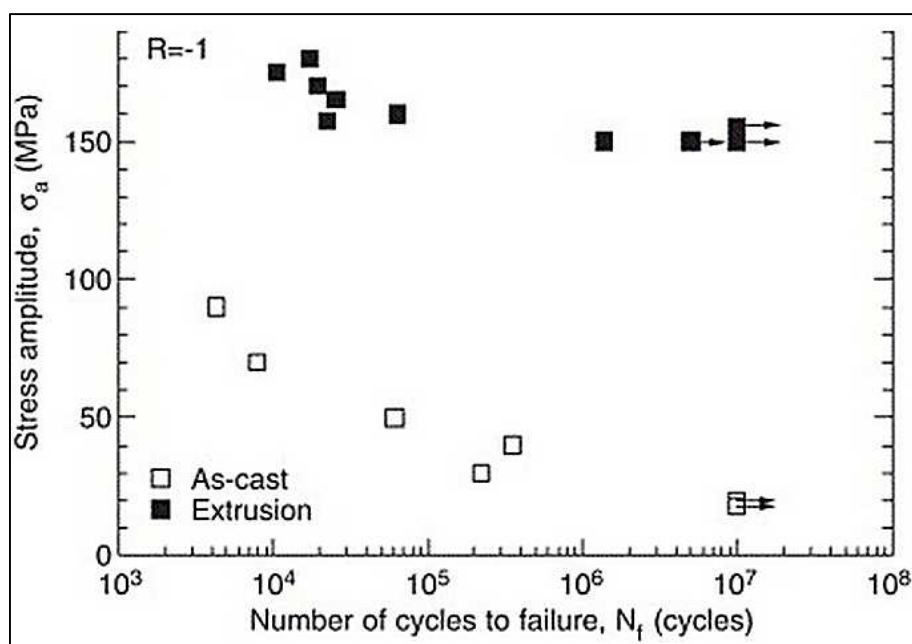


Obr. 26: Křivky zpevnění a změkčení pro slitinu AZ91/T4 [32]

Další možností jak kvantifikovat únavové vlastnosti hořčíkových slitin a nejen jich, jsou takzvané S-N křivky tedy závislosti napětí na počtu cyklů do lomu. Na obrázku 27 je vykreslena S-N křivka pro extrudovanou slitinu AZ31, graf uvažuje vliv asymetrie zátěžného cyklu na polohu S-N křivky. Pro zatěžování se symetrickým cyklem ($R = -1$) byla podle práce [33] získána mez únavy pro $N_f = 10^7$ okolo 120 MPa. Pro míjivý zatěžovací mód v tahu byly získány hodnoty meze únavy okolo 90 MPa [33].



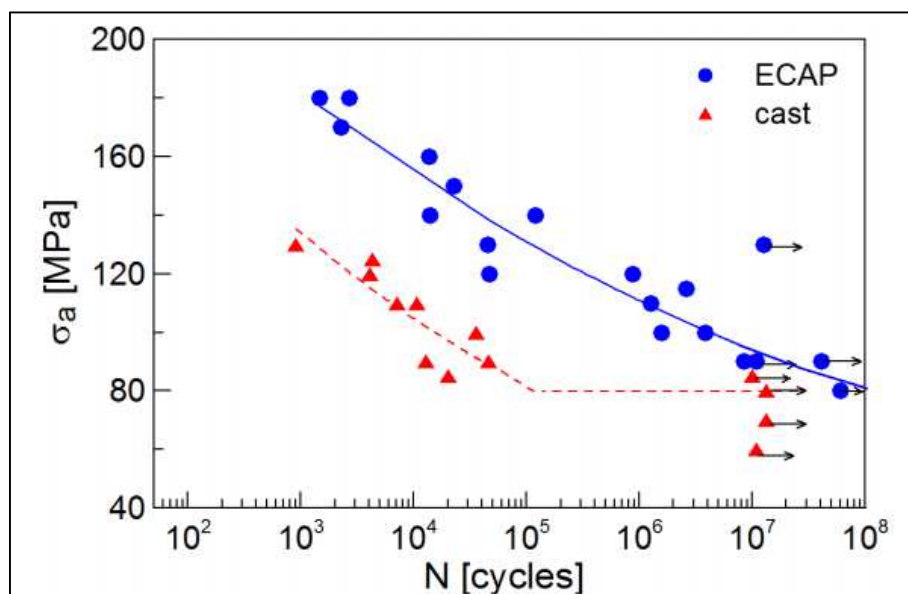
Obr. 27: S-N křivky slitiny AZ31 pro různé asymetrie zatěžování [33]



Obr. 28: S-N křivky AZ61 pro litý a extrudovaný stav [25]

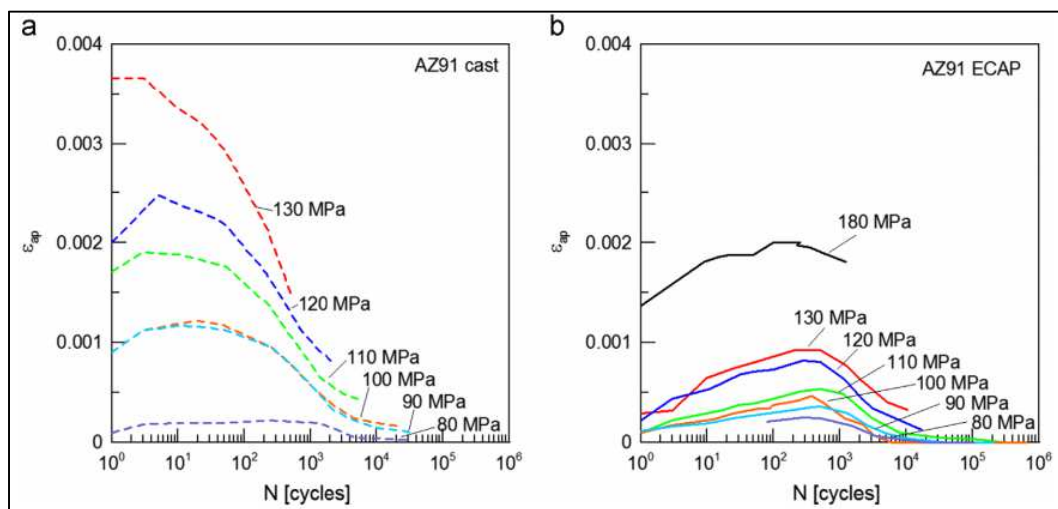
Na obrázku 28 a 29 je vidět jak výrazný vliv má na únavové vlastnosti způsob výroby. Srovnání S-N křivek extrudované slitiny a odlévané slitiny AZ61 na obr. 28 ukazuje, že S-N křivka extrudované slitiny je posunuta k výrazně vyšším hodnotám amplitudy napětí (pro dané hodnoty N_f), oproti slitině vyrobené odléváním. Mez únavy na úrovni $N_f = 10^7$ je pro odlévanou slitinu cca. 20 MPa a pro slitinu extrudovanou cca 150 MPa. S-N křivky prezentované na obrázku 29 ukazují, že zjemnění zrna metodou ECAP vede ke zlepšení únavové životnosti ve srovnání se stavem litým. Toto zlepšení se však týká pouze oblasti nízkocyklové do cca 3×10^6 cyklů. V oblasti vysokocyklové je vliv zjemnění zrna pomocí metody ECAP

nevýrazný, protože dochází pouze k mírnému zvýšení meze únavy z 80 MPa u lité slitiny na 85 MPa vlivem zpracování metodou ECAP [34].



Obr. 29: S-N křivka slitiny AZ 91, litý stav, stav po metodě ECAP [34]

Hořčíkové slitiny nemusí během celého únavového života pouze zpevňovat, jak je uvedeno pro slitinu AZ91 na obr. 26. Příkladem mohou být křivky cyklického zpevnění/změkčení pro slitiny AZ91 ve stavu po odlití a po zpracování metodou ECAP. Z celkového porovnání obrázku 30a a 30b vidíme, že pro odlévanou slitinu nastává nejdříve fáze cyklického změkčení, trvající maximálně několik desítek cyklů, Poté dochází po převážnou dobu únavové životnosti k cyklickému zpevňování. V případě vzorku připravených metodou ECAP je počáteční fáze změkčování delší a trvá až několik stovek cyklů. Následně dochází opět k cyklickému zpevňování. Cyklické zpevnění je u stavu po ECAP procesu, oproti litému stavu, méně výrazné. Z porovnání obou stavů je patrné, že křivky zpevnění/změkčení jsou s klesající amplitudou napětí posunuty k nižším hodnotám amplitudy plastické deformace [34].



Obr. 30: Křivky cyklického zpevnění/změkčení a) litý stav b) ECAP [34]

4. CÍLE PRÁCE

Cílem diplomové práce je zpracovat literární rešerši týkající se únavové odolnosti Mg slitin, zejména řady AZ. Dále experimentálně určit základní mechanické charakteristiky extrudované hořčíkové slitiny AZ91E a dokumentovat její mikrostrukturu.

Hlavním cílem experimentální části práce bude určení S-N křivky v režimu tah-tlak pro symetrický zátěžný cyklus ($R = -1$), dále na základě zaznamenávání křivek zpevnění/změkčení popsat cyklické plastické chování zkoumaného materiálu. Získané výsledky budou srovnány s dostupnými literárními daty (se stavem litým, extrudovaným a po SPD metodách).

5. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

5.1. Experimentální materiál

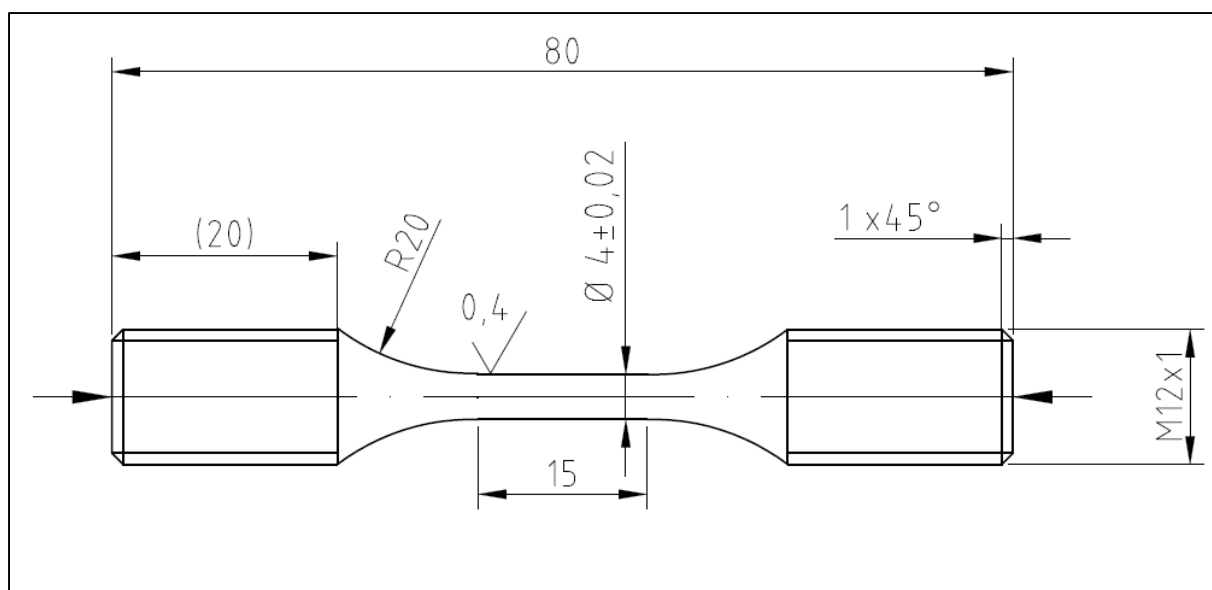
Jako experimentální materiál byla použita hořčíková slitina AZ91E vyrobená extruzí. Chemické složení použité hořčíkové slitiny je uvedeno v tabulce 7. Materiál byl dodán ve formě tyčí o průměru 12,7 mm a délce 1 m. Z dodaných tyčí byly vyráběny vzorky pro mechanické zkoušky a pro metalografickou analýzu.

Pro tahové zkoušky byla vyrobena válcová zkušební tělesa o $\varnothing 8$ mm s měrnou délkou 40 mm.

Únavové zkoušky byly realizovány na válcových tělesech. Měrná délka tělesa byla 15 mm a průměr měrné části $\varnothing 4$ mm (obr. 31).

Tab. 7: Tavební analýza AZ91E

| | Al | Cu | Fe | Mn | Ni | Si | Zn |
|-----|-----|-------|-------|------|--------|------|------|
| hm% | 8,7 | 0,001 | 0,003 | 0,20 | 0,0006 | 0,04 | 0,67 |



Obr. 31: Tvar a rozměry vzorku pro únavové zkoušky

5.2. Příprava vzorků pro světelnou mikroskopii.

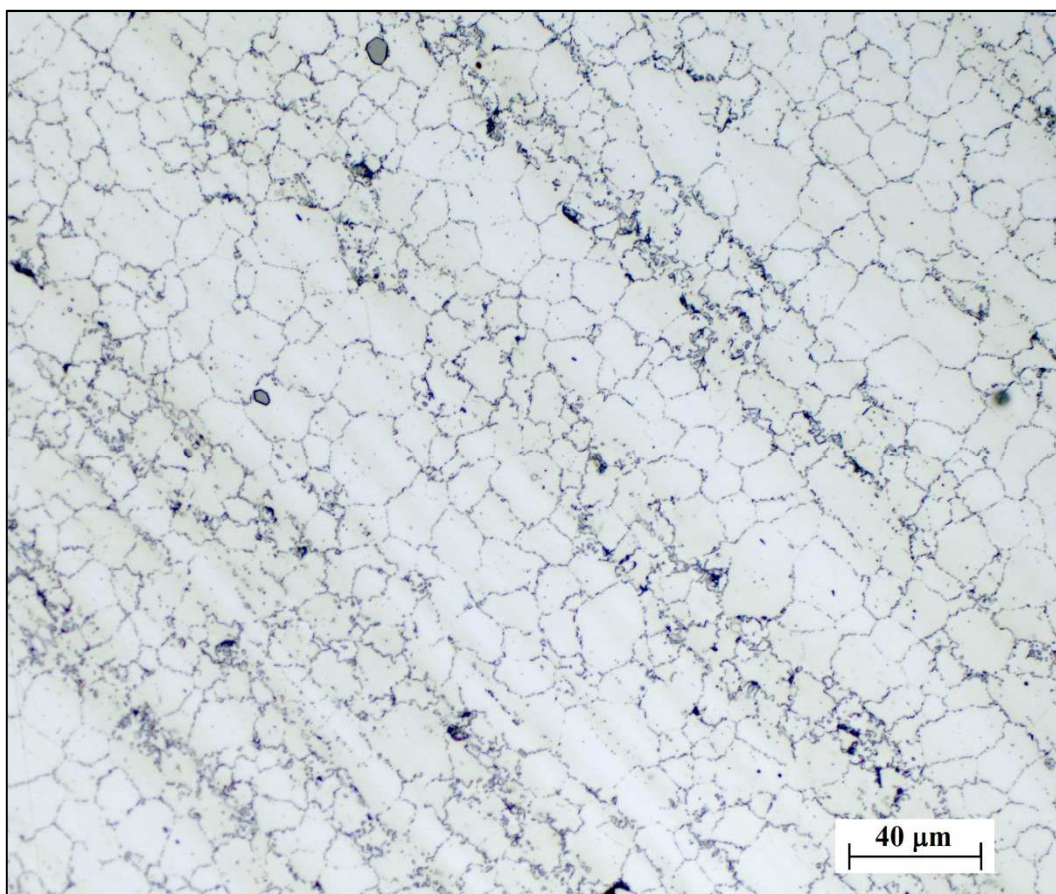
Příprava vzorku probíhala standardními postupy. Vzorky byly zalisovány do lisovací hmoty DENTACRYL za použití lisu Struers LaboPress-3. Lisování vzorku probíhalo při teplotě 180 °C a tlaku 20 kN. Doba lisovacího procesu 10 minut. Takto připravené vzorky byly následně broušeny a leštěny na laboratorních přístrojích Struers – Pedemin. Pro broušení byly použity brusné papíry se zrnitostí 500, 800, 1200, 4000. Doba broušení na každém brusném papíru cca 3 min. Po broušení následovalo leštění, které se provádí na leštících kotoučích pomocí diamantové

pasty. Použity byly diamantové pasty se zrnitosti $3\mu\text{m}$, $1\mu\text{m}$ a $\frac{1}{4}\mu\text{m}$. Takto připravené vzorky bylo nutné pro vyvolání struktury naleptat. Pro hořčíkové slitiny bylo použito silně zředěného roztoku NITALU (3% roztok kyseliny dusičné v etanolu).

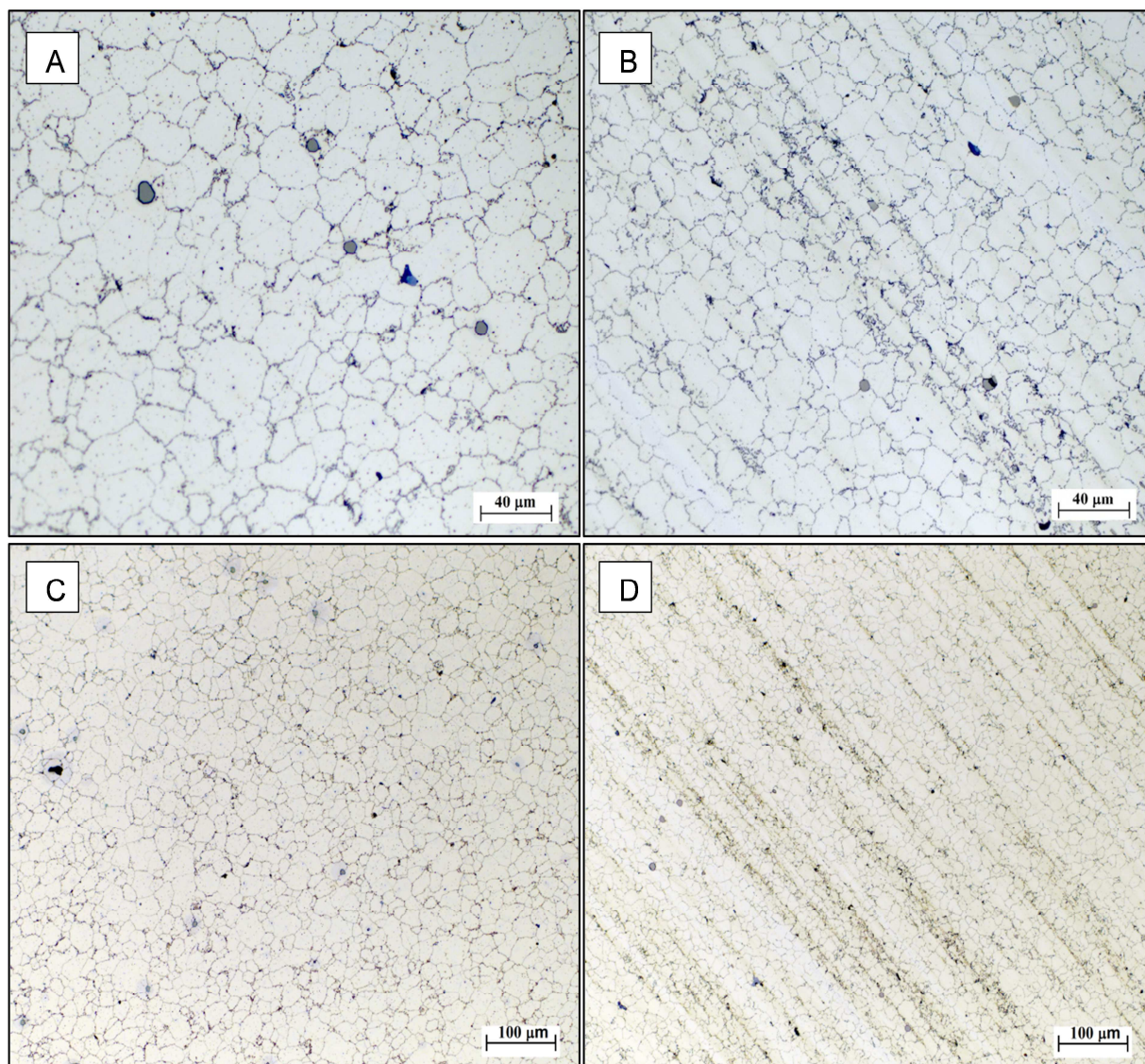
5.3. Hodnocení mikrostruktury

Hodnocení probíhalo na světelném mikroskopu ZEISS AXIO OBSERVER.Z1m. Byly pozorovány jak řezy kolmé na osu vzorku tak řezy podélné k ose vzorku. Na obrázku 32 vidíme mikrostrukturu extrudované slitiny AZ91E v podélném směru.

Mikrostruktura extrudované slitiny AZ91 je složena z oblasti tuhého roztoku δ a po hranicích zrn se vyskytující intermetalické fáze γ . Kromě toho se ve struktuře vyskytují šedé vměstky na bázi Al-Mn, pravděpodobně Al_8Mn_5 . Srovnání struktur pozorovaných v podélném a příčném směru k ose vzorku je vidět z obrázků 33a, 33b, 33c a 33d. Ve struktuře pozorované v podélném směru ke směru osy vzorku je přítomna výrazná řádkovitost. Tato řádkovitost koresponduje se směrem extruze materiálu a je u extrudovaných materiálů typická. Velikost zrna je $9,5\mu\text{m}$.



Obr. 32: Naleptaná mikrostruktura slitiny AZ91 připravená extruzí pozorovaná podélně k ose vzorku dokumentovaná při celkovém zvětšení 500x



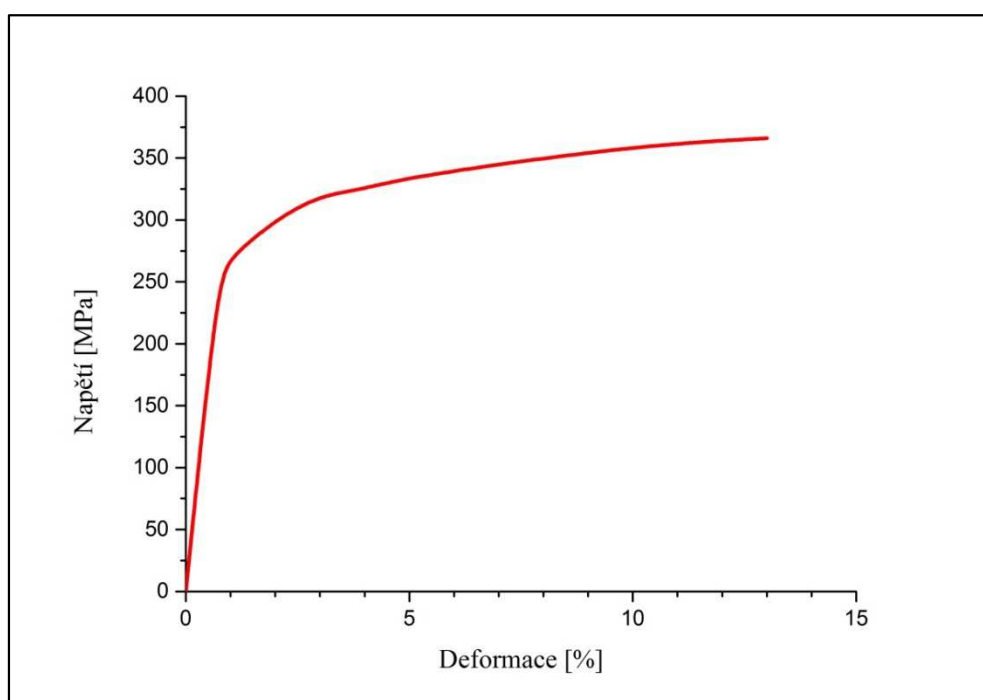
Obr. 33: Mikrostruktura AZ91 A) směr příčný, dokumentováno při celkovém zvětšení 500x B) směr podélný, dokumentováno při celkovém zvětšení 500x C) směr příčný, dokumentováno při celkovém zvětšení 200x D) směr podélný, dokumentováno při celkovém zvětšení 200x

5.4. Tahová zkouška

Tahová zkouška byla provedena na zkušebním stroji ZWICK Z250 za použití dynamometru se silovou kapacitou 150 kN. Deformace v průběhu zkoušky byla sledována průtahoměrem MultiExtens. Rychlost zatěžování byla 2 mm/min. Tahová zkouška probíhala při běžné laboratorní atmosféře a pokojové teplotě. Celkem byly zkoušeny 3 vzorky a výsledky měření včetně jejich statistického zpracování jsou zobrazeny v tabulce 8. Ve všech případech byla naměřená data téměř shodná. Průměrná hodnota modulu pružnosti je 42,3 GPa, střední hodnota meze kluzu 260 MPa a mez pevnosti 366 MPa. Zjištěná tažnost 15,7 % a kontrakce 20 %. Diagram z tahové zkoušky pro všechny vzorky nevykazoval výrazné odlišnosti. Na obr. 34 je uveden příklad tahového diagramu získaného při tahové zkoušce (vz. č. 1).

Tab. 8: Výsledky tahové zkoušky

| Vzorek | E | R _{p0.2} | F _{max} | R _m | A | Z |
|----------------|-------|-------------------|------------------|----------------|------|----|
| | GPa | MPa | N | MPa | % | % |
| 1 | 42,6 | 260 | 18456 | 366 | 15,7 | 19 |
| 2 | 43,1 | 260 | 18447 | 367 | 16,3 | 22 |
| 3 | 41,3 | 260 | 18460 | 366 | 15,0 | 21 |
| Statistika | | | | | | |
| \bar{x} | 42,3 | 260 | 18454 | 366 | 15,7 | 20 |
| medián | 42,6 | 260 | 18456 | 366 | 15,7 | 21 |
| směr. odchylka | 0,916 | 0,053 | 7 | 0,508 | 0,7 | 2 |



Obr. 34: Tahový diagram AZ91E, vzorek č. 1

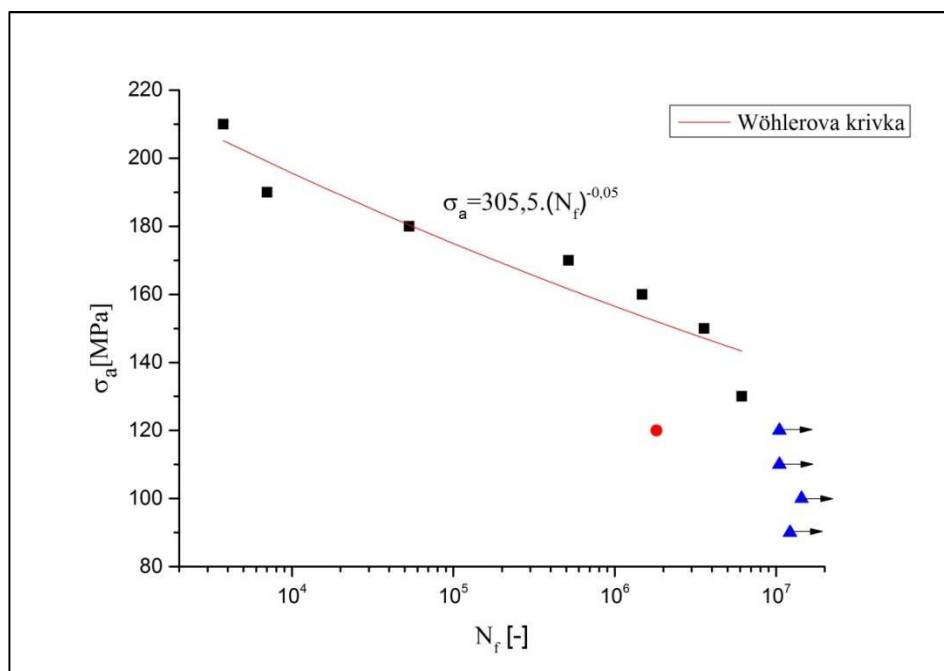
5.5. Únavové zkoušky

Únavové zkoušky byly prováděny na servohydraulickém pulzátoru Shimadzu EHF-F1 na ÚFM AV ČR. Vzorky byly zatěžovány v režimu řízené síly s amplitudou napětí v rozmezí od 90 MPa do 210 MPa. Zatěžování probíhalo se symetrickým zátěžným cyklem ($R = -1$) se sinovým tvarem cyklu. V průběhu zkoušky byla měněna frekvence zatěžování. Na počátku byly vzorky zatěžovány s frekvencí 0,1 Hz, postupně frekvence vzrůstala až na 10 Hz. Při zvolených počtech cyklů byly zaznamenávány hysterezní smyčky pro posouzení cyklické plastické odezvy zkoumaného materiálu. Výsledky provedených únavových zkoušek jsou shrnuty v tabulce č. 9. Celkově bylo odzkoušeno 12 vzorků, z toho u 8 došlo na daných hladinách amplitudy napětí k lomu, a u 4 nebylo lomu dosaženo (tyto jsou v tabulce 9. označeny žlutě).

Tab. 9: Životnost vzorků v závislosti na počtu cyklů do lomu

| Vzorek | Amplituda napětí σ_a [MPa] | Počet cyklů do lomu N_f [-] |
|--------|-----------------------------------|-------------------------------|
| 1-E | 90 | $1,22 \times 10^7$ |
| 9-E | 100 | $1,22 \times 10^7$ |
| 10-E | 110 | $1,05 \times 10^7$ |
| 11-E | 120 | $1,82 \times 10^6$ |
| 12-E | 120 | $1,05 \times 10^7$ |
| 2-E | 130 | $6,13 \times 10^6$ |
| 6-E | 150 | $3,58 \times 10^6$ |
| 8-E | 160 | $1,48 \times 10^6$ |
| 3-E | 170 | 518040 |
| 7-E | 180 | 53396 |
| 5-E | 190 | 7030 |
| 4-E | 210 | 3752 |

Z naměřených hodnot byla vytvořena závislost použité amplitudy napětí na počtu cyklů do lomu. Vzniklá S-N křivka je uvedena na obr. 35. Černé čtverce v grafu označují body, kterými byla proložena mocninná funkce. Modrými trojúhelníky jsou označeny nezlomené vzorky a body označené červeně značí vzorek, který byl porušen v místě pod snímačem deformace a je tedy možné, že došlo k interakci vzorku se snímačem a následkem toho k dřívějšímu porušení.

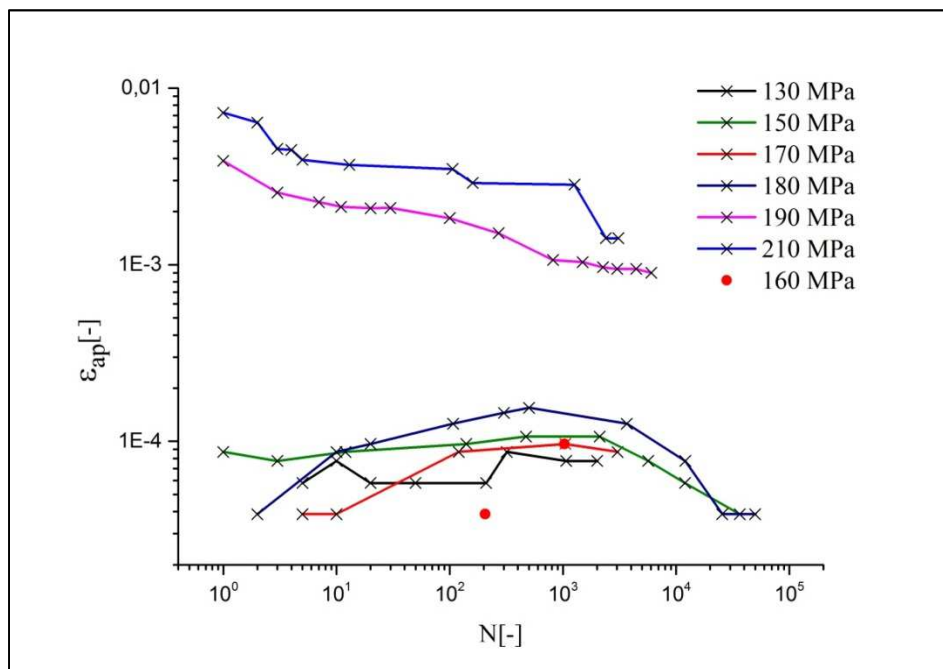


Obr. 35: S-N křivka pro Mg slitinu AZ91E

Pomocí proložení mocninné funkce body byla získána rovnice (5.1). Z ní vypočítaná velikost smluvní meze únavy pro 10^7 cyklů byla 136 MPa.

$$\sigma_a = 305,5 \cdot (N_f)^{-0,05} \quad (5.1)$$

Křivky cyklického zpevnění/změkčení při zatěžování konstantním amplitudou napětí představují závislost plastické deformace na počtu cyklů a jsou konstruovány z vyhodnocených hysterezních smyček.



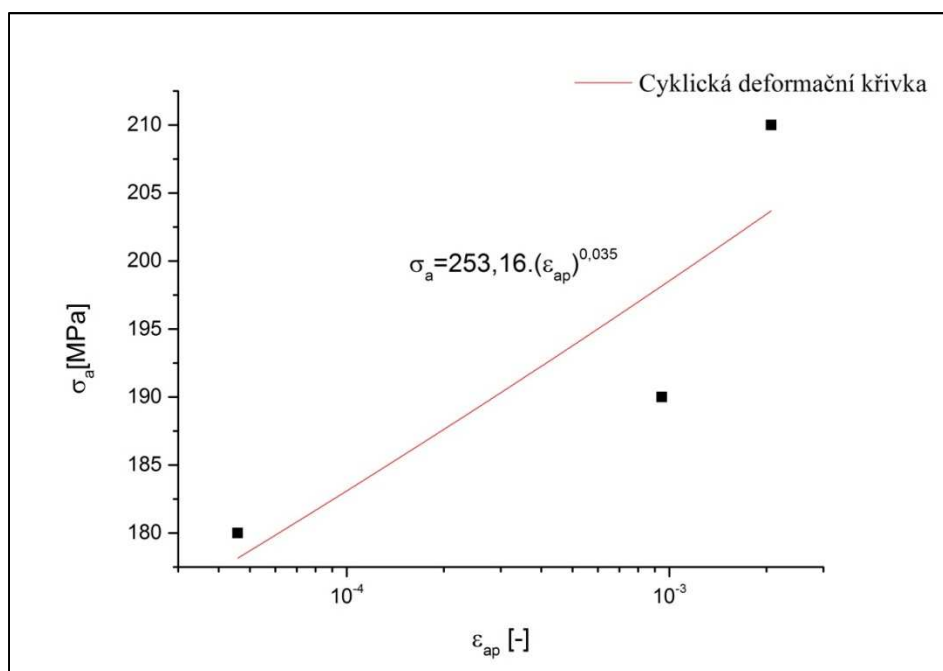
Obr. 36: Křivky cyklického zpevnění/změkčení Mg slitiny AZ91E

Z křivek na obrázku 36 je patrné, že pro zkoušení za vyšší amplitudy napětí docházelo v průběhu celé životnosti vzorku k cyklickému zpevňování. Při zatěžování s amplitudou napětí v rozsahu 130 až 180 MPa dochází nejprve k cyklickému změkčení, toto stádium je následováno stádiem cyklického zpevňování, které pokračuje až do konce životnosti vzorku. Křivky cyklického změkčení/zpevnění byly vykresleny pro 6 vzorků. Červené body v grafu označují vzorek, pro který bylo z hysterezních smyček možné odečíst pouze 2 hodnoty o cyklické plastické deformaci v průběhu zkoušky a jejich spojení by nebylo relevantní. Pro zbylé vzorky, které byly zkoušeny, nedocházelo během zkoušení ke změnám v průběhu hysterezních smyček nebo se velikost změn pohybovala na hranici rozlišitelnosti.

Z vykreslených křivek zpevnění/změkčení byla konvenčně zjišťována hodnota amplitudy plastické deformace v polovině počtu cyklů do lomu, tak aby bylo možno konstruovat cyklickou deformační křivku. Získaná cyklická deformační křivka je uvedena na obrázku 37. Na základě křivek změkčení/zpevnění bylo možno získat informací o amplitudě plastické deformace na úrovni $0,5 N_f$ pouze pro amplitudy

napětí 180, 190, 210 MPa. Získanými body závislosti byla proložena mocninná funkce podle rovnice (5.2):

$$\sigma_a = 253,16 \cdot (\varepsilon_{ap})^{0,035} \quad (5.2)$$



Obr. 37: Cyklická deformační křivka Mg slitiny AZ91E

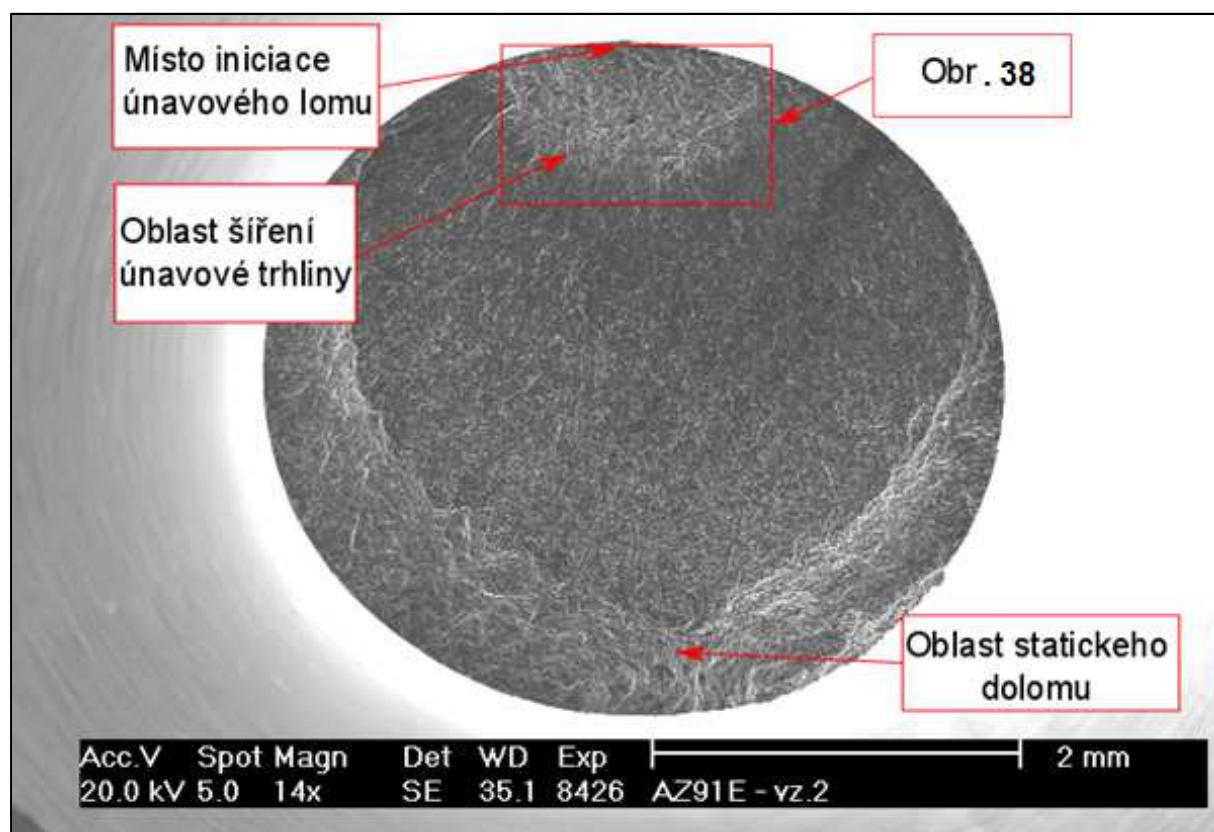
Po proložení bodů funkcí byl získán vztah, který byl použit k vypočtení cyklické meze kluzu $\sigma'_{0,2}$ ve tvaru (5.3).

$$\sigma'_{0,2} = 253,16 \cdot (0,002)^{0,035} \quad (5.3)$$

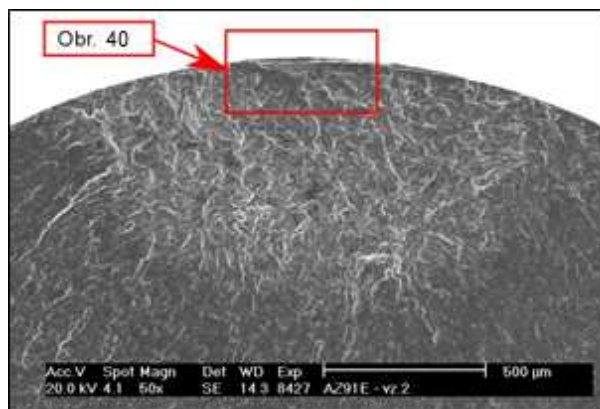
Vypočtená hodnota cyklické meze kluzu na základě zjištěné experimentální závislosti je 203,67 MPa.

5.6. Fraktografická analýza

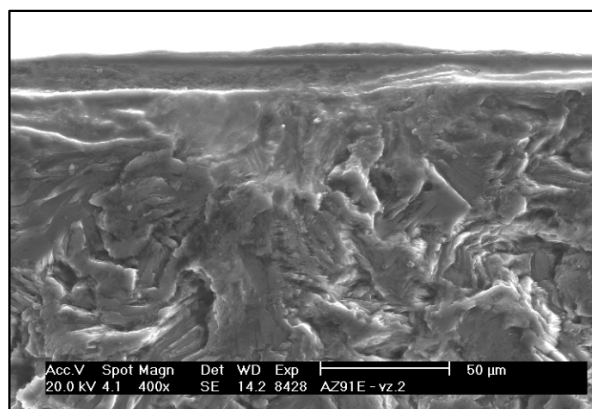
Po provedených únavových zkouškách byly získané lomové plochy podrobeny fraktografické analýze. Vzorky byly hodnoceny na skenovacím elektronovém mikroskopu Philips XL 30. Hodnocení probíhalo na 6 porušených vzorcích, zbylé 2 byly bohužel při přípravě znehodnoceny. Fraktografické hodnocení se skládá z dokumentace celkového vzhledu lomové plochy a detailních záběrů z iniciačních míst a pohledů do oblasti statického dolomu.

Vzorek č. 2 ($\sigma_a = 130 \text{ MPa}$, $N_f = 6,13 \cdot 10^6$)

Obr. 38: Vzhled celkové lomové plochy vzorek č.2

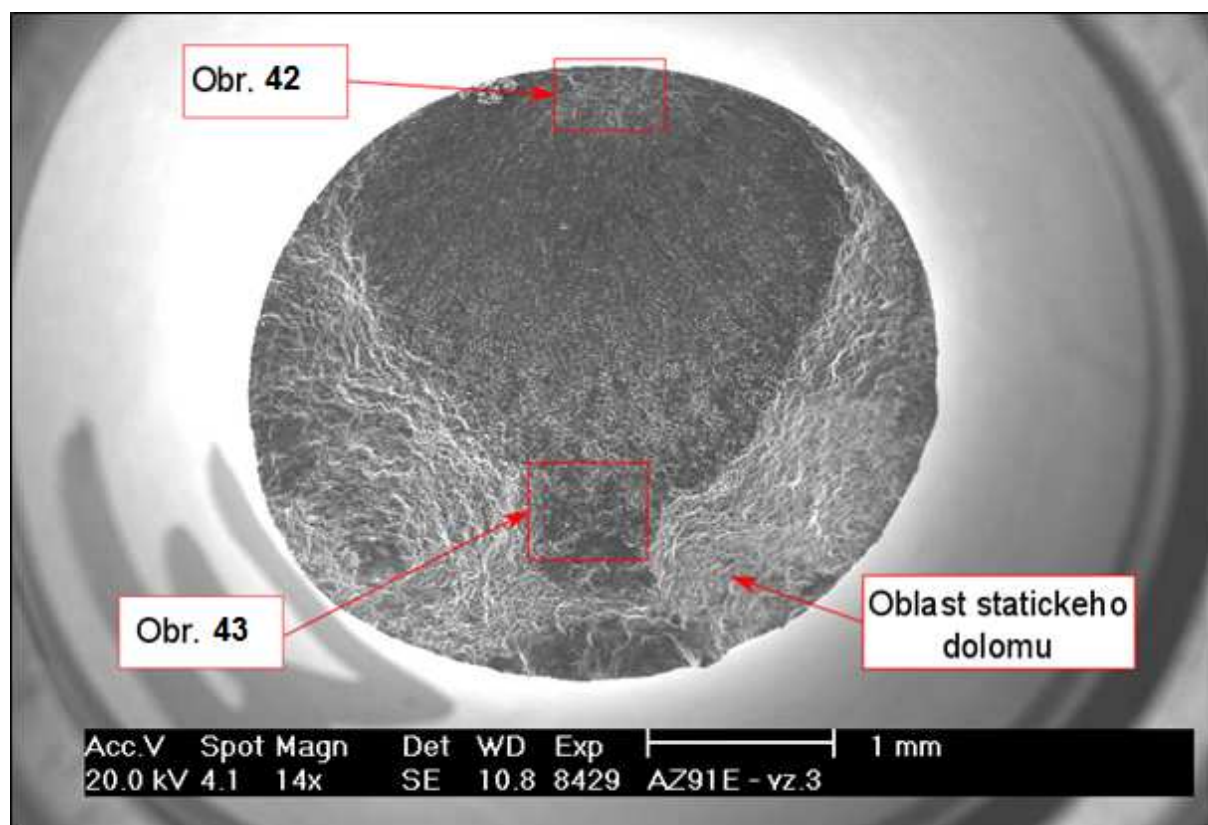


Obr. 39: Oblast šíření únavové trhliny

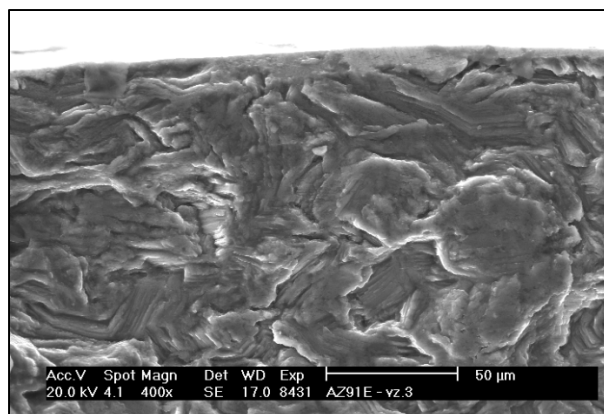


Obr. 40: Detail místa iniciace trhliny

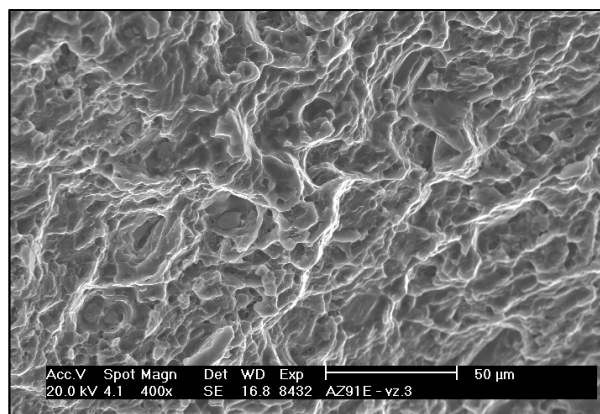
Na lomové ploše vzorku 2 (obr. 38) je zřetelné místo iniciace trhliny (obr. 40), oblast šíření únavové trhliny (obr. 39) a oblast statického dolomu. Z obrázku je vidět, že k iniciaci trhliny došlo z povrchu vzorku.

Vzorek č. 3 ($\sigma_a = 170$ MPa, $N_f = 518040$)

Obr. 41: Vzhled celkové lomové plochy vzorek č. 3



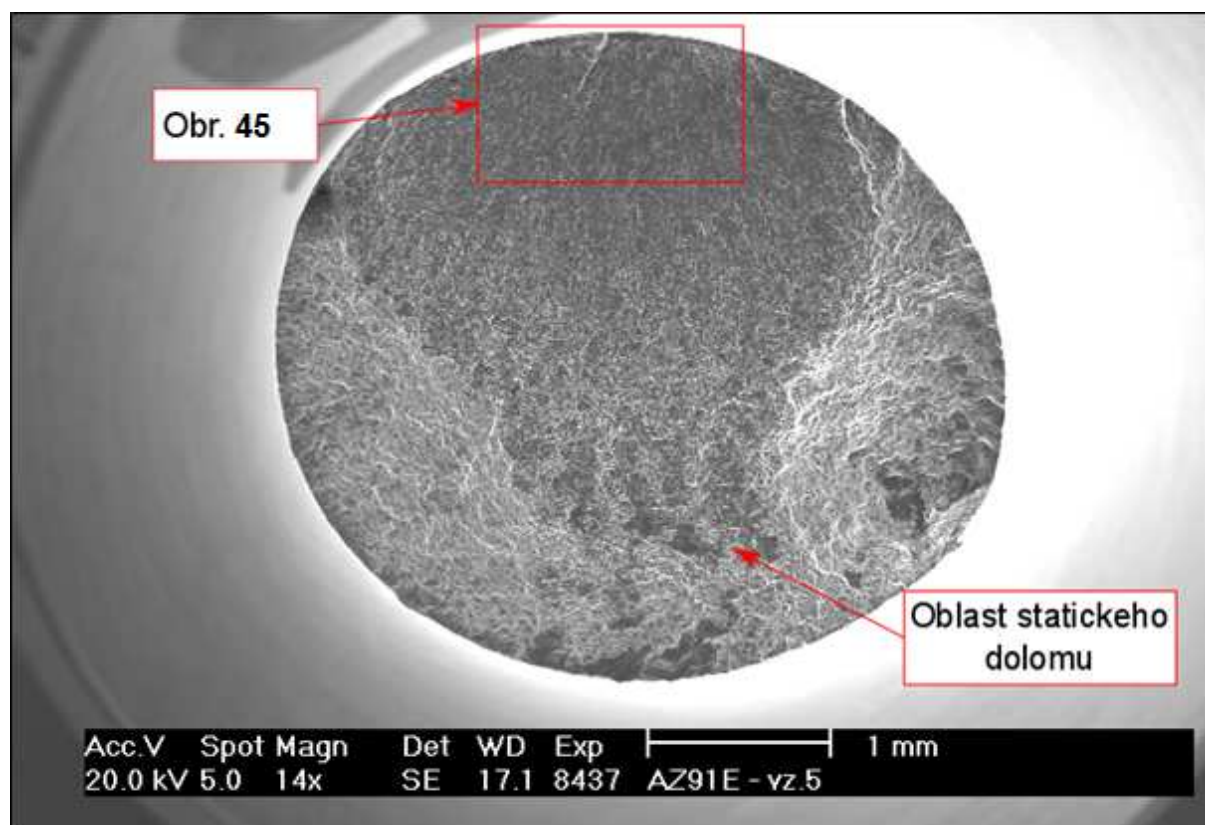
Obr. 42: Detail místa iniciace trhliny



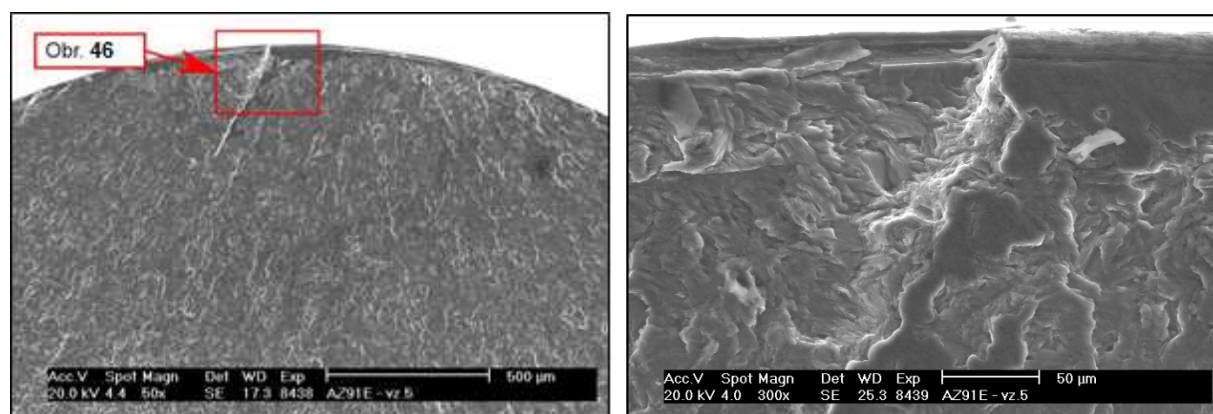
Obr. 43: Oblast statického dolomu

Na lomové ploše vzorku 3 (obr. 41) je zřetelné místo iniciace trhliny v detailu na obr. 42. K iniciaci únavové trhliny došlo na povrchu vzorku. Na obr. 43 vidíme charakter statického dolomení. Materiál vykazuje známky tvárného lomu v oblasti dolomu.

Vzorek č. 5 ($\sigma_a = 190$ MPa, $N_f = 7030$)



Obr. 44: Vzhled celkové lomové plochy vzorek č. 5

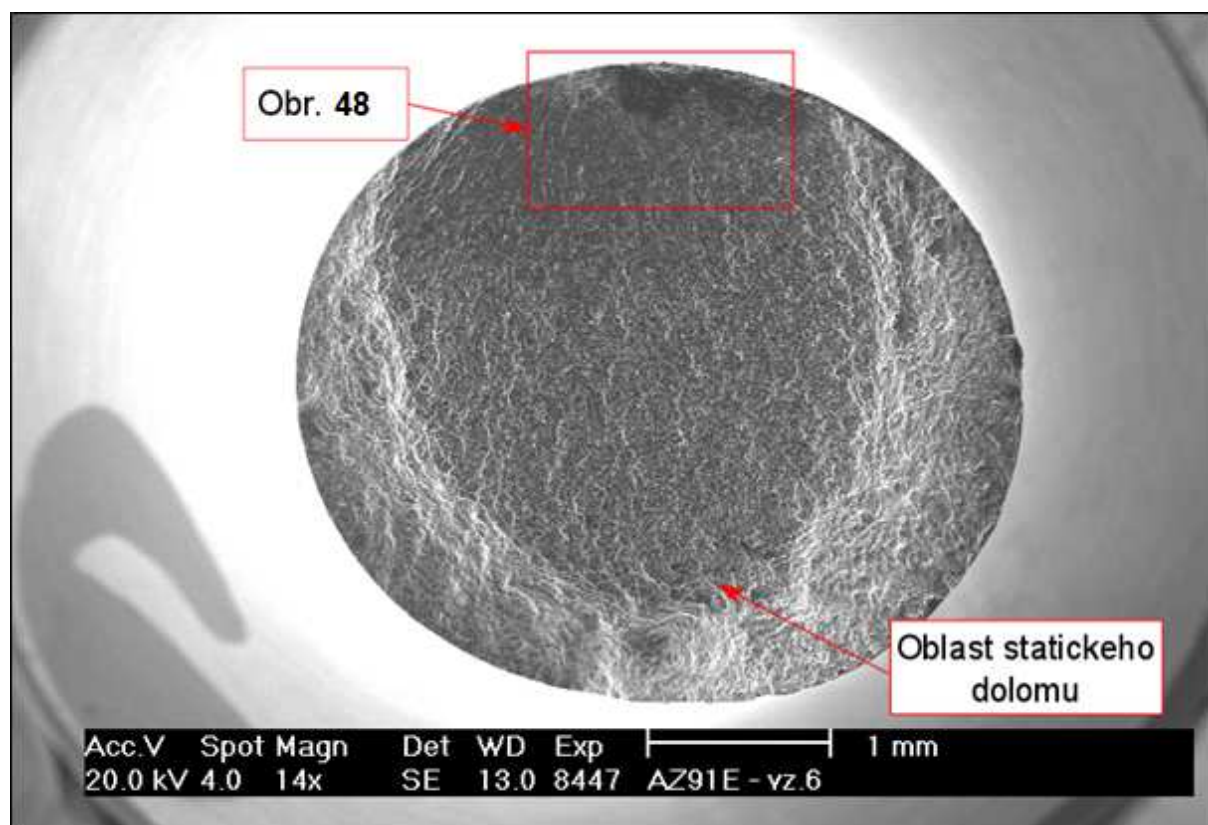


Obr. 45: Oblast šíření únavové trhliny

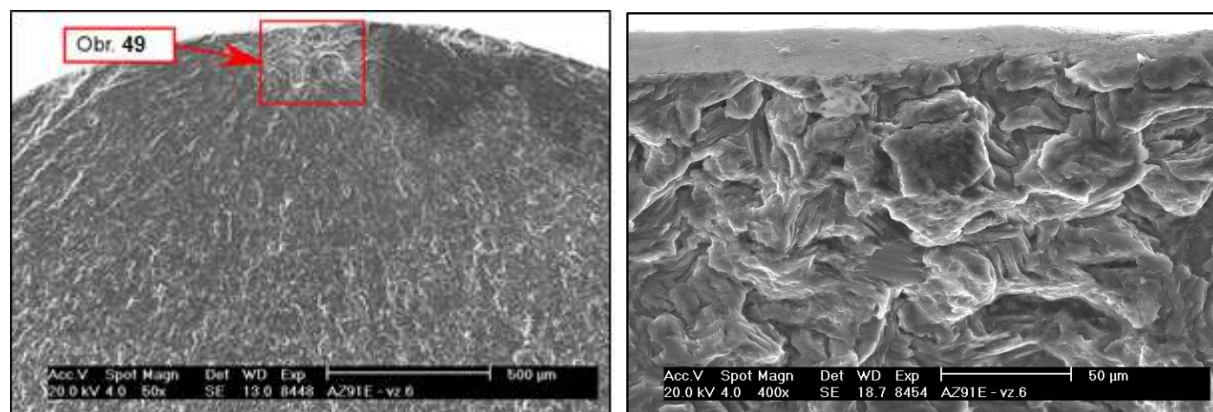
Obr. 46: Detail místa iniciace trhliny

Na lomové ploše vzorku 5 (obr. 4.14) je zřetelné místo iniciace trhliny v detailu na obrázku 4.16. K iniciaci únavové trhliny došlo na povrchu vzorku.

Vzorek č. 6 ($\sigma_a = 150 \text{ MPa}$, $N_f = 3,58 \cdot 10^6$)



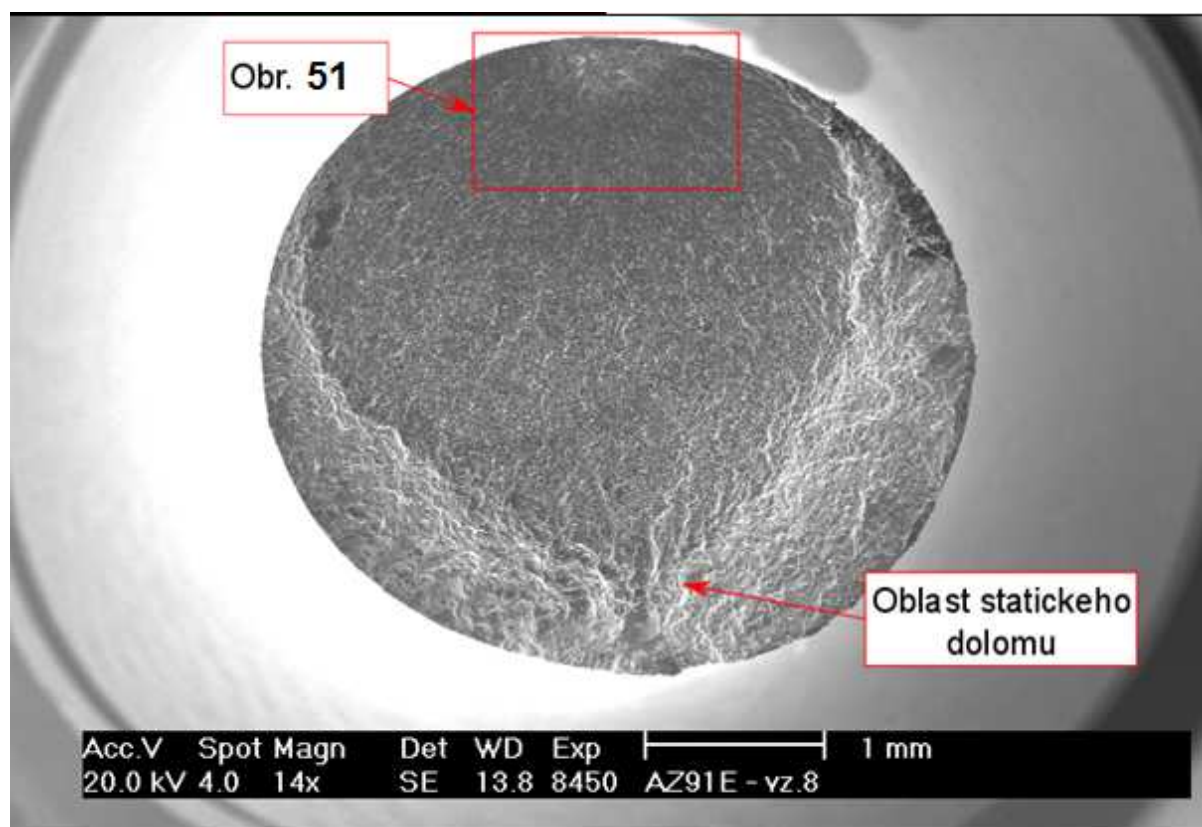
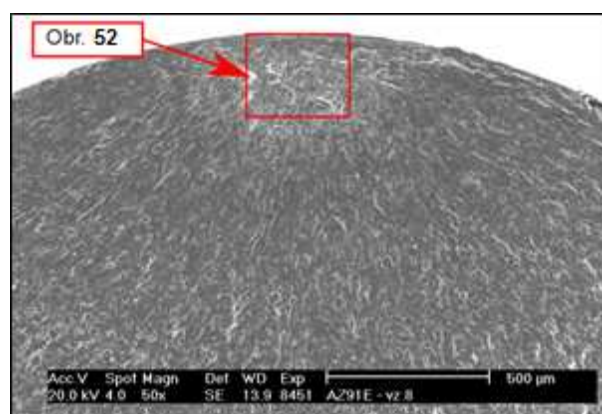
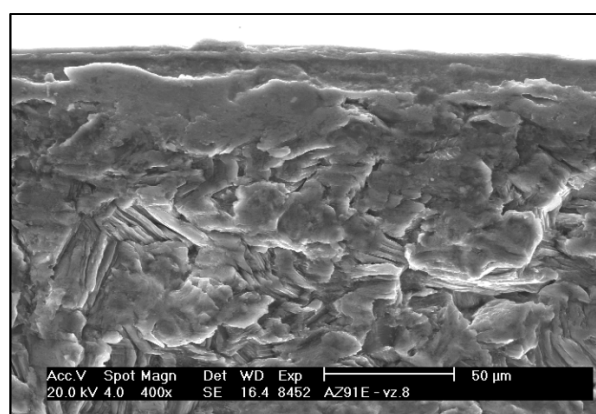
Obr. 47: Vzhled celkové lomové plochy vzorek č. 6



Obr. 48: Oblast šíření únavové trhliny

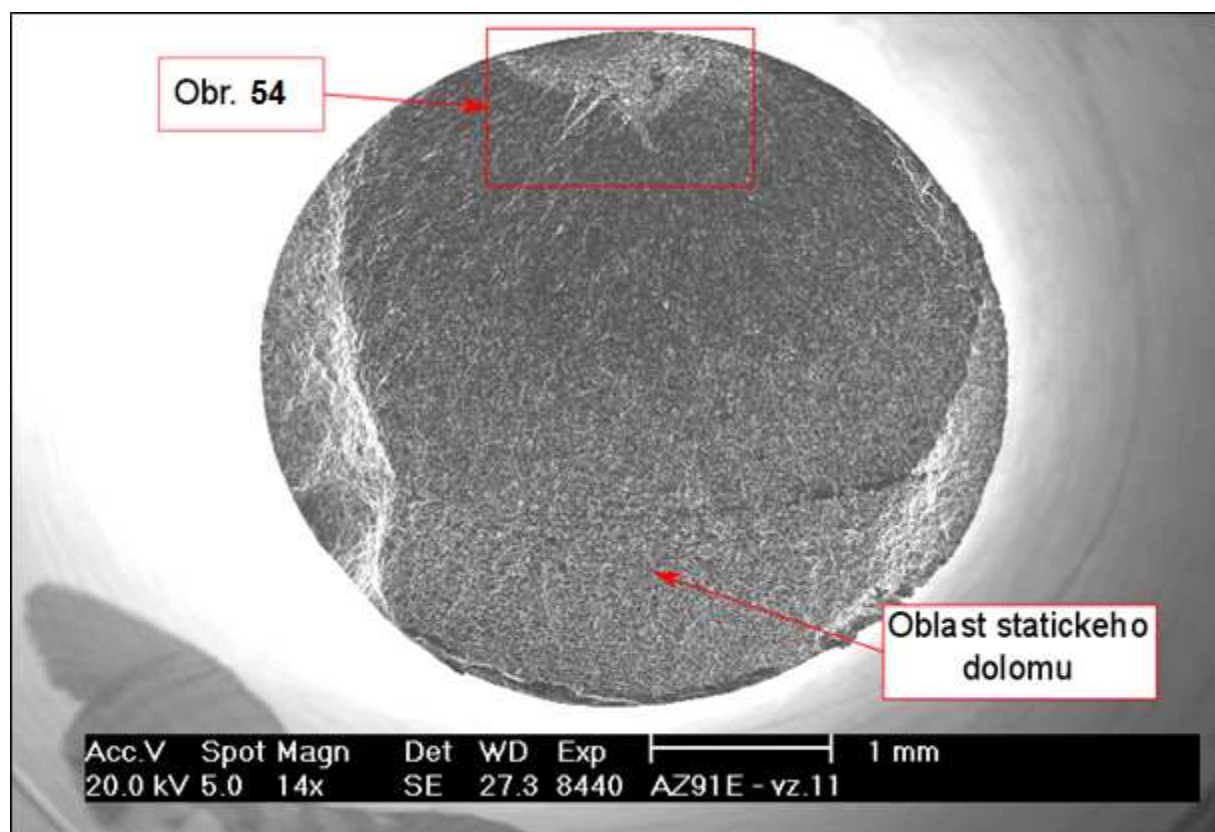
Obr. 49: Detail místa iniciace trhliny

Na celkovém vzhledu lomové plochy (obr. 47) lze rozlišit místo iniciace trhliny, oblast šíření trhliny (obr. 48) a oblast statického dolomení. K iniciaci došlo z povrchu vzorku, detail místa iniciace je na obr. 49.

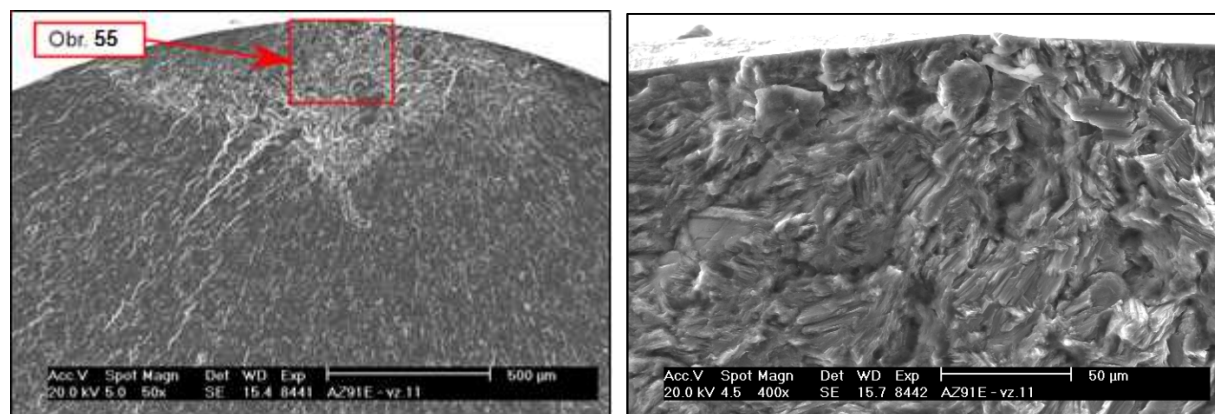
Vzorek č. 8 ($\sigma_a = 160 \text{ MPa}$, $N_f = 1,48 \cdot 10^6$)*Obr. 50: Vzhled celkové lomové plochy vzorek č. 8**Obr. 51: Oblast šíření únavové trhliny**Obr. 52: Detail místa iniciace trhliny*

Na celkovém vzhledu lomové plochy (obr. 50) lze rozlišit místo iniciace trhliny, oblast šíření trhliny (obr. 51) a oblast statického dolomení. K iniciaci došlo z povrchu vzorku, detail místa iniciace je na obr. 52.

Vzorek č. 11 ($\sigma_a = 120 \text{ MPa}$, $N_f = 1,82 \cdot 10^6$)



Obr. 53: Vzhled celkové lomové plochy vzorek č. 11



Obr. 54: Oblast šíření únavové trhliny

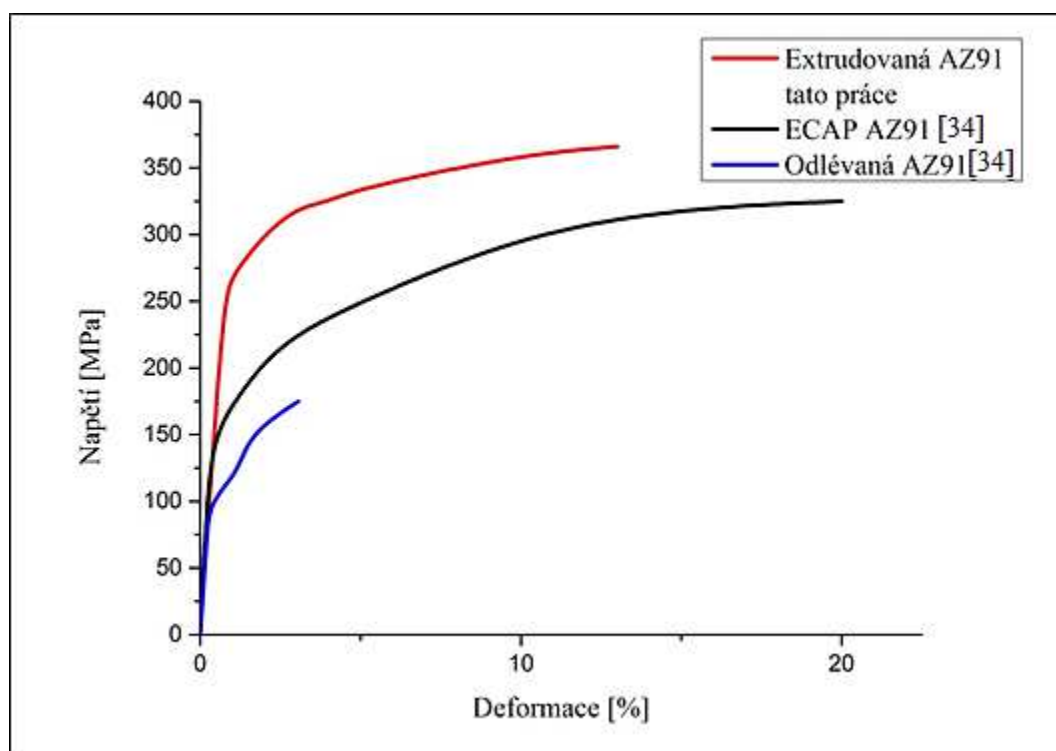
Obr. 55: Detail místa iniciace trhliny

Na celkovém vzhledu lomové plochy (obr. 53) lze rozlišit místo iniciace trhliny, oblast šíření trhliny (obr. 54) a oblast statického dolomení. K iniciaci došlo z povrchu vzorku, detail místa iniciace je na obr. 55.

6. DISKUZE

V práci byly zkoumány mechanické a únavové vlastnosti hořčíkové slitiny AZ91E vyrobené extruzí. Celkové výsledky byly porovnávány s dostupnou literaturou a pokud možno přehledně zobrazeny pomocí grafů.

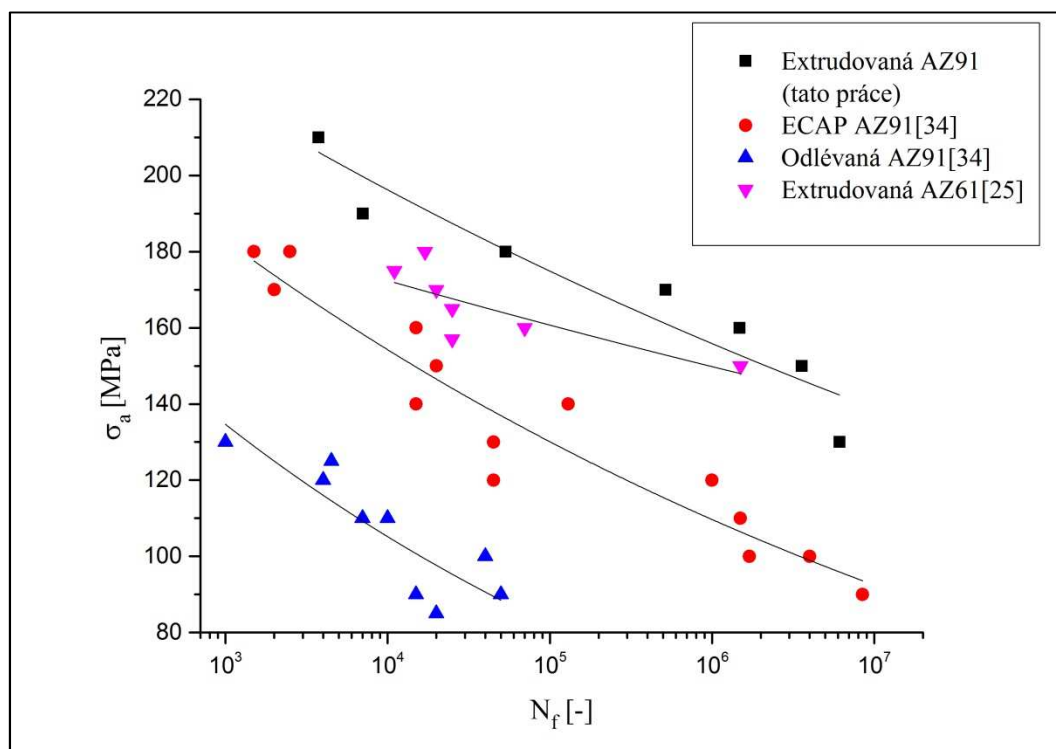
Z tahové zkoušky byly získány průměrné hodnoty mechanických vlastností jako je mez pevnosti $R_m = 366$ MPa, smluvní mez kluzu $R_{p0,2} = 260$ MPa, tažnost $A = 15,7$ % a kontrakce $Z = 20$ %. Naměřené hodnoty vykazují mnohem vyšší hodnoty oproti hodnotám získaných pro odlévanou slitinu AZ91 a slitinu AZ91 připravenou metodou ECAP zkoumaných v práci [34]. Srovnání tahových křivek pro námi naměřené hodnoty a hodnoty z práce [34] vidíme na obrázku 56. Na základě srovnání experimentálních dat s daty literárními [35] získanými rovněž pro extrudovanou slitinu AZ91 bylo zjištěno, že dosažené mechanické vlastnosti jsou srovnatelné.



Obr. 56: Porovnání tahových diagramů pro různé druhy výroby

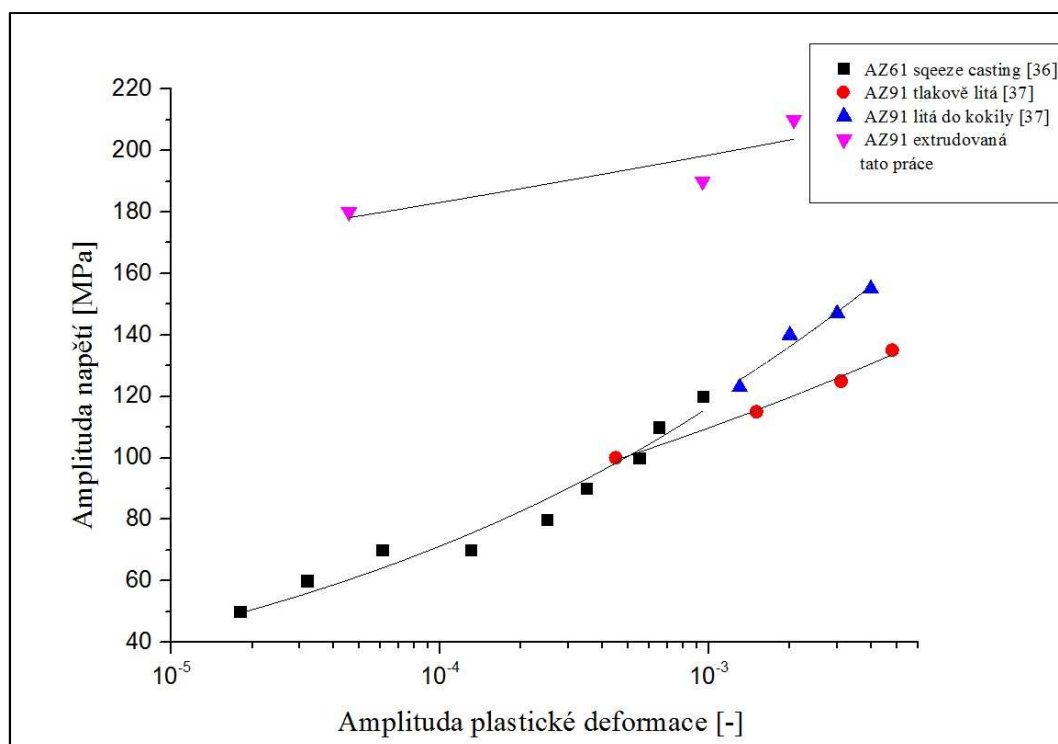
Wöhlerova křivka získaná v rámci této práce je společně s křivkami z prací [25, 34] vynesena do grafu na obrázku 57. Ve všech případech byla data naměřena pro stejný typ zatěžování, (tah-tlak s parametrem asymetrie $R = -1$ a řízenou veličinou byla amplituda napětí) lze je tedy přímo porovnávat. Ze srovnání je vidět, že experimentální data získaná v této práci jsou pro extrudovanou slitinu AZ91 v celé zkoumané oblasti posunuta k vyšším hodnotám amplitudy napětí oproti všem ostatním slitinám a stavům. Srovnatelných hodnot dosahovala jenom extrudovaná slitina AZ61 a to pouze v oblasti okolo 10^6 cyklů do lomu. Pro slitinu AZ91

zpracovanou metodou ECAP a litý stav jsou hodnoty amplitudy napětí posunuty pro daný počet cyklů do lomu k nižším hodnotám. Tento rozdíl lze vysvětlit značně rozdílnou mikrostrukturou. Průměrná velikost zrna pro odlévanou slitinu AZ91 se pohybovala okolo 185 μm . U slitiny připravené metodou ECAP v práci [34] bylo dosaženo struktury bimodální, kde se střídají oblasti jemného zrna (3,3 μm) s oblastmi hrubého zrna (9,9 μm). Ani to však nezlepšilo únavové vlastnosti natolik, aby dosáhly vlastností námi zkoumané extrudované slitiny s průměrnou velikostí zrna 9,5 μm .



Obr. 57: Srovnání S-N křivek pro různé Mg slitiny typu AZ [25,34]

Na obrázku 58 je znázorněno porovnání cyklických deformačních křivek námi studované slitiny AZ91 vyrobené extruzí oproti slitině AZ91 tlakově lité, lité do kokily [37] a slitině AZ61 vyrobené pomocí squeeze castingu [36]. Oproti křivkám ostatním je zřetelné výrazné posunutí cyklické deformační křivky zkoumané extrudované slitiny. Pro stejné hodnoty amplitudy plastické deformace vykazuje zkoumaná slitina mnohem vyšší hodnoty amplitudy napětí. Tento trend je zřejmý v celé zkoumané oblasti amplitudy plastické deformace a znamená, že extrudovaná slitina mnohem výrazněji cyklicky zpevňuje. To souvisí i s tím, že hodnota cyklické meze kluzu $\sigma'_{0,2} = 203,67 \text{ MPa}$ se pohybuje asi o 70 MPa výše oproti slitině AZ61 a dokonce o 85 MPa výše oproti tlakově lité slitině AZ91.



Obr. 58: Srovnání CDK křivek pro různé Mg slitiny typu AZ [36,37]

Z fraktografické analýzy povrchu lomových ploch pomocí skenovacího elektronového mikroskopu bylo zřejmé, že ve všech případech docházelo k iniciaci únavové trhliny z povrchu zkoumaného vzorku. V oblasti statického dolomu u vzorků, kde nedošlo ke znehodnocení povrchu mechanickým zhmožděním vzájemným pohybem vznikajících lomových ploch, se v průběhu zkoušky vytvořily oblasti s výraznou jamkovou morfológií, indikující porušení tvárným lomem. Stejně jako v případě slitiny AZ91 vyrobené squeeze castingem a zkoumané v práci [29], byly ve všech případech únavové trhliny iniciované z povrchu tělesa a materiál se porušoval tvárně.

7. ZÁVĚRY

Na základě výsledků byly vyvozeny tyto závěry:

- Mikrostruktura Mg slitiny AZ91 zpracovaná extrudováním je tvořena tuhým roztokem δ , eutektikem složeným z δ a intermetalické fáze $\gamma(\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$. Z tahové zkoušky byly získány hodnoty meze pevnosti $R_m = 366 \text{ MPa}$, smluvní meze kluzu $R_{p0,2} = 260 \text{ MPa}$, tažnosti $A = 15,7 \%$, kontrakce $Z = 20\%$

- Byla získána mocninná závislost pro popis Wöhlerovy křivky ve tvaru:

$$\sigma_a = 305,5 \cdot (N_f)^{-0,05}$$

S využitím této funkce byla určena σ_{Nc} na úrovni 10^7 cyklů, $\sigma_{Nc} = 136,5 \text{ MPa}$.

- Na základě měření cyklické plastické odezvy bylo zjištěno, že slitina AZ91 po převážnou dobu životnosti výrazně cyklicky zpevňuje.
- Byla získána mocninná závislost pro popis cyklické deformační křivky ve tvaru:

$$\sigma_a = 253,16 \cdot (\epsilon_{ap})^{0,035}$$

Na základě této funkce byla zjištěna cyklická mez kluzu $\sigma'_{0,2} = 203,67 \text{ MPa}$.

- Fraktografická analýza lomových ploch ukázala, že k iniciaci únavové trhliny došlo vždy z povrchu zatěžovaného vzorku. Ve všech případech byl v oblasti statického dolomu charakter porušení tvárný.

8. LITERATURA

- [1] ASM Specialty Handbook: Magnesium and magnesium Alloys. Edited by Michael M. Avedesien, Hugh Baker. Materials Park, OH: ASM International, 1999. 314 s. ISBN 0-87170-657-1.
- [2] *Periodická tabulka: Hořčík* [online]. [cit. 2015-05-17]. Dostupné z: <http://www.prvky.com/12.html>
- [3] KLESNIL, Mirko; LUKÁŠ, Petr. Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání. 1. vyd. Praha : ČAV, 1975. 222 s.
- [4] SCHIJVE, Jaap. *Fatigue of structures and materials*. 2nd ed. S.l.: Springer, 2009. ISBN 978-1-4020-6807-2.
- [5] PANTĚLEJEV, Libor. Únava kovových materiálů [online]. 2005, poslední revize 24.11.2005 [cit. 2010-05-26]. Dostupné: <http://ime.fme.vutbr.cz/images/umvi/opory/ukm/Unava%20kovovych%20materialu.pdf>
- [6] VĚCHET, Stanislav a Petr LIŠKUTIN. VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ BRNO. Únava materiálu [online]. [cit. 2015-03-17]. Dostupné z: http://www.stanek-martin.euweb.cz/downloads/vut/2_semestr/bum/07_Unava.pdf
- [7] MUGHRABI, H. Microstructural mechanisms of cyclic deformation, fatigue crack initiation and early crack growth. *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*. 2015, **373**(2038): 20140132-20140132. DOI: 10.1098/rsta.2014.0132. ISSN 1364-503x. Dostupné: <http://rsta.royalsocietypublishing.org/cgi/doi/10.1098/rsta.2014.0132>
- [8] POKLUDA, Jaroslav, KROUPA, František, OBDRŽÁLEK, Ladislav. Mechanické vlastnosti a struktura pevných látek: Kovy, keramika, plasty. 1. vyd. Brno: PC-DIR spol.
- [9] VĚCHET, Stanislav, Jan KOHOUT a Otakar BOKŮVKA. *Únavové vlastnosti tvárné litiny*. 1. vyd. Žilina: Žilinská univerzita, 2001, 157 s. Vysokoškolské učebnice. ISBN 80-710-0910-5.
- [10] KLESNIL, M a LUKÁŠ. *Fatigue of metallic materials*. Praha: Academia, 1992.

- [11] RŮŽIČKA, Milan, Kritéria a postupy při posuzování únavové pevnosti a životnosti konstrukcí, Dostupné: http://mechanika2.fs.cvut.cz/sources_old/pzk/obsah.html
- [12] MSC SOFTWARE. *Fatigue User's Guide* [online]. [cit. 2015-05-17]. Dostupné z: http://www.mscsoftware.com/training_videos/patran/Reverb_help/index.html#page/Fatigue%2520Users%2520Guide/fatigue_title.html
- [13] ZAPLETAL, J. Nízkocyklové a vysokocyklové únavové vlastnosti ADI. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2011. 100 s. Vedoucí disertační práce prof. Ing. Stanislav Věchet, CSc.
- [14] POLÁK, Jaroslav. *Cyklická plasticita a nízkocyklová únavová odolnost kovových materiálů*. 1. vyd. Praha: Academia, 1986, 135 s.
- [15] BHAT, S. a R. PATIBANDL. Metal Fatigue and Basic Theoretical Models: A Review. *Alloy Steel - Properties and Use*. InTech, 2011. DOI: 10.5772/28911. ISBN 978-953-307-484-9. Dostupné také z: <http://www.intechopen.com/books/alloy-steel-properties-and-use/metal-fatigue-and-basic-theoretical-models-a-review>
- [16] ROUČKA, Jaromír. *Metalurgie neželezných slitin*. 1. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2004, 148 s. ISBN 80-214-2790-6.
- [17] DRÁPALA, Jaromír. *Hořčík, jeho slitiny a binární systémy hořčík - příměs: Magnesium, its alloys and Mg - admixture binary systems*. 1. vyd. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2004, 172 s. ISBN 80-248-0579-0.
- [18] THE UNIVERSITY OF YORK. *The essential chemical industry online* [online]. [cit. 2015-05-17]. Dostupné z:] <http://www.essentialchemicalindustry.org/metals/magnesium.html> magnesium
- [19] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2003, 516 s. ISBN 80-720-4283-1.
- [20] KŘÍŽ, Antonín. *Hliník a slitiny hliníku* [online]. [cit. 2015-05-17]. Dostupné z: <http://www.ateam.zcu.cz/download/slitiny.pdf>
- [21] BRASZCZYSKA-MALIK, Katarzyna. Precipitates of Gamma-Mg₁₇Al₁₂ Phase in Mg-Al Alloys. *Magnesium Alloys - Design, Processing and Properties*. InTech, 2011. DOI: 10.5772/13115. ISBN 978-953-307-520-4. Dostupné také z: <http://www.intechopen.com/books/magnesium-alloys-design-processing-and-properties/precipitates-of-gamma-mg17al12-phase-in-mg-al-alloys>

- [22] HUANG, Z.W., Y.H. ZHAO, H. HOU a P.D. HAN. Electronic structural, elastic properties and thermodynamics of Mg₁₇Al₁₂, Mg₂Si and Al₂Y phases from first-principles calculations. *Physica B: Condensed Matter*. 2012, **407**(7): 1075-1081. DOI: 10.1016/j.physb.2011.12.132. ISSN 09214526. Dostupné také z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921452612000026>
- [23] ČÍŽEK, Lubomír, Miroslav GREGER, Radim KOCICH, Mariusz PRAŽMOVSKI a Tomasz TAŃSKI. Study of plastic deformation of magnesium alloys with graduate aluminium content. *Acta mechanica slovacica* [online]. Košice: Stojnická fakulta TU, 2007, **12**(4) [cit. 2015-05-17]. ISSN 1335-2393.
- [24] CHAMOS, A., et al. Tensile and fatigue behaviour of wrought magnesium alloys AZ31 and AZ61. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2008, no. 31, s. 812–821.
- [25] SAJURI, Zainuddin Bin, Yukio MIYASHITA, Yasunobu HOSOKAI a Yoshiharu MUTOH. Effects of Mn content and texture on fatigue properties of as-cast and extruded AZ61 magnesium alloys. *International Journal of Mechanical Sciences* [online]. 2006, **48**(2): 198-209 [cit. 2015-05-17]. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2005.09.003.
- [26] KWON, S., K. SONG, K.S. SHIN a S.I. KWUN. Low cycle fatigue properties and cyclic deformation behavior of as-extruded AZ31 magnesium alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* [online]. 2010, **20**: s533-s539 [cit. 2015-05-17]. DOI: 10.1016/s1003-6326(10)60533-x.
- [27] PEKGULERYUZ, M.O., A.A. KAYA, Hans FERKEL, Vladimir G. TKACHENKO, W. BLUM, Y. J. LI, X. H. ZENG, B. von GROßMANN, C. HABERLING, et al. Creep Resistant Magnesium Alloys for Powertrain Applications. *Advanced Engineering Materials* [online]. 2003, **5**(12): 360-365 [cit. 2015-05-17]. DOI: 10.1002/3527603565.ch56.
- [28] ČÍŽEK, L., S. RUSZ a L. PAWLICA. Structure of selected magnesium alloys prepared for ECAP application. *Hutnické listy* [online]. Praha: Ocelot, 2008, **61**(7): 91-94 [cit. 2015-05-17]. ISSN 0018-8069
- [29] NĚMCOVÁ, A.; ZAPLETAL, J.; JULIŠ, M., PODRÁBSKÝ, T.: Cyclic fatigue resistance of AZ91 magnesium alloy. *Materials Engineering*, 2009, No. 4/2009, pp. 5–10, ISSN: 1335-0803.
- [30] POTZIES, C. a K.U. KAINER. Fatigue of Magnesium Alloys. *Advanced Engineering Materials* [online]. 2004, **6**(5): 281-289 [cit. 2015-05-17]. DOI: 10.1002/adem.200400021. ISSN 1438-1656. Dostupné z: <http://doi.wiley.com/10.1002/adem.200400021>

- [31] SONSINO, C a K DIETERICH. Fatigue design with cast magnesium alloys under constant and variable amplitude loading. *International Journal of Fatigue* [online]. 2006, **28**(3): 183-193 [cit. 2015-05-17]. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2005.06.04.
- [32] NĚMCOVÁ, A., ZAPLETAL, J., PODRABSKÝ, T., Fatigue behaviour of AZ91 magnesium alloy, Transactions of the VŠB – Technical University of Ostrava, Mechanical Series, 2009, s. 8.<http://transactions.fs.vsb.cz/2009-3/20nem.pdf>
- [33] SOMEKAWA, Hidetoshi, Norio MARUYAMA, Sachiko HIROMOTO, Akiko YAMAMOTO a Toshiji MUKAI. Fatigue Behaviors and Microstructures in an Extruded Mg-Al-Zn Alloy. *MATERIALS TRANSACTIONS* [online]. 2008, **49**(3): 681-684 [cit. 2015-05-17]. DOI: 10.2320/matertrans.mrp2007292.
- [34] FINTOVÁ, S., KUNZ, L., Fatigue properties of magnesium alloy AZ91 processed by severe plastic deformation. *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials*, 2015, 42: 219-228.
- [35] MABUCHI, Mamoru, Kohei KUBOTA a Kenji HIGASHI. New Recycling Process by Extrusion for Machined Chips of AZ91 Magnesium and Mechanical Properties of Extruded Bars. *Materials Transactions, JIM* [online]. 1995, **36**(10): 1249-1254 [cit. 2015-05-27]. DOI: 10.2320/matertrans1989.36.1249.
- [36] GEJDOŠ, P. *Únavové chování hořčíkových slitin AZ31 a AZ61*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2014. 81 s. Vedoucí dizertační práce prof. Ing. Tomáš Podrábský, CSc.
- [37] CHEN, L., et al. Low-cycle fatigue behavior of magnesium alloy AZ91. *Materials Science Forum*, 2005, no. 488-489, s. 725-728.

9. SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ

| | | |
|-----------------|--|---------------------------|
| γ | Energie vrstevné chyby, Intermetalická fáze $Mg_{17}Al_{12}$ | [mJ/m ²] |
| δ | Tuhý roztok Al v Mg | |
| ϵ_{ae} | Amplituda elastické deformace | [-] |
| ϵ_{ap} | Amplituda plastické deformace | [-] |
| ϵ_{at} | Amplituda celkové deformace | [-] |
| ϵ'_f | Součinitel únavové tažnosti | [-] |
| $\Delta\sigma$ | Rozkmit napětí | [MPa] |
| $\sigma'_{0,2}$ | Cyklická mez kluzu | [MPa] |
| σ_a | Amplituda napětí | [MPa] |
| σ_c | Mez únavy v tahu | [MPa] |
| σ_{CV} | Mez únavy tělesa s vrubem | [MPa] |
| σ_{Cp} | Mez únavy tělesa s danou drsností | [MPa] |
| σ'_f | Součinitel únavové pevnosti | [-] |
| σ_h | Horní napětí na mezi kluzu | [MPa] |
| σ_m | Střední napětí | [MPa] |
| σ_{max} | Maximální hodnota napětí | [MPa] |
| σ_{min} | Minimální hodnota napětí | [MPa] |
| σ_n | Dolní napětí na mezi kluzu | [MPa] |
| σ_{Nc} | Smluvní mez kluzu | [MPa] |
| σ_{oCd} | Mez únavy v ohybu vzorku o charakteristickém rozměru d | [MPa] |
| σ_{oC} | Mez únavy v ohybu | [MPa] |
| τ_c | Mez únavy v krutu | [MPa] |
| A | Tažnost, parametr pro Parisův-Erdoganův zákon | [%], [-] |
| b | Elastický exponent únavové pevnosti | [-] |
| CDK | Cyklická deformační křivka | |
| dl/dN | Rychlost šíření únavové trhliny | [m.cyklos ⁻¹] |
| E | Modul pružnosti v tahu | [GPa] |
| ECAP | Equal channel angular pressing | |
| f | Frekvence | [Hz] |
| F_{max} | Maximální hodnota napětí | [N] |
| K | Parametr cyklické deformační křivky | [-] |
| K_a | Amplituda součinitele napětí | [MPa.m ^{1/2}] |
| K_{ath} | Prahová hodnota součinitele napětí | [-] |
| K_f | Součinitel vlivu vrubu | [-] |
| K_p | Součinitel vlivu povrchu | [-] |
| K_v | Součinitel vlivu velikosti součásti | [-] |
| KVZ | Kovy vzácných zemin | |
| m | Parametr pro Parisův-Erdoganův zákon | [-] |
| N | Počet cyklů | [-] |
| N_c | Počet cyklů určující smluvní mez kluzu | [-] |
| N_f | Počet cyklů do lomu | [-] |
| R_p | Parametry asymetrie zátěžného cyklu | [-] |

| | | |
|------------|---------------------------------|-------|
| R_e | Mez kluzu | [MPa] |
| R_m | Mez pevnosti | [MPa] |
| $R_{p0,2}$ | Smluvní mez kluzu | [MPa] |
| SEM | Skenovací elektronový mikroskop | |
| T | Perioda cyklu | [s] |
| Z | Kontrakce | [%] |

10. SEZNAM OBRÁZKŮ

| | |
|--|----|
| Obr. 1: Wöhlerovy křivky | 3 |
| Obr. 2: Schéma únavového lomu | 4 |
| Obr. 3: Stádia únavového procesu | 4 |
| Obr. 4: Cyklické zpevnění a změkčení | 6 |
| Obr. 5: Schéma hysterezní smyčky | 7 |
| Obr. 6: Cyklická deformační křivka | 7 |
| Obr. 7: Typy podpovrchových dislokačních struktur | 7 |
| Obr. 8: První únavové trhliny v perzistentním pásu | 8 |
| Obr. 9: Cyklický skluz vedoucí k tvorbě reliéfu a následně mikrotrhliny | 9 |
| Obr. 10: Etapy šíření únavové trhliny | 11 |
| Obr. 11: Schéma Lairdova mechanismu šíření trhliny | 12 |
| Obr. 12: Kinetický diagram únavového poškození | 13 |
| Obr. 13: Typy zátěžných cyklů | 15 |
| Obr. 14: Schématický průběh křivek životnosti | 17 |
| Obr. 15: Schéma průběhu tavné elektrolýzy | 19 |
| Obr. 16: Značení podle normy ASTM | 21 |
| Obr. 17: Značení podle normy EN | 22 |
| Obr. 18: Binární fázový diagram Mg-Al | 23 |
| Obr. 19: Ternární fázový diagram Mg-Al-Zn | 23 |
| Obr. 20: Krystalová struktura $Mg_{17}Al_{12}$ | 24 |
| Obr. 21: Struktura slitiny AZ 91 litá do kovové formy, δ je tuhý roztok Al v Mg | 24 |
| Obr. 22: Mikrostruktura odlité hořčikové slitiny A) AZ91 B)AZ61 C)AZ31 | 25 |
| Obr. 23: Křivka napětí-deformace pro slitinu AZ31 a AZ61 | 26 |
| Obr. 24a: Lomová plocha slitiny AZ91 SEM, zatěžováno $\sigma_a = 120$ MP | 28 |
| Obr. 24b: Detail místa iniciace trhliny | 28 |
| Obr. 24c: Únavové striace | 28 |
| Obr. 25 :Porovnání jednosměrné a cyklické deformační křivky slitiny AZ91HP | 29 |
| Obr. 26: Křivky zpevnění a změkčení pro slitinu AZ91/T4 | 29 |
| Obr. 27: S-N křivky slitiny AZ31 pro různé asymetrie zatěžování | 30 |
| Obr. 28: S-N křivky AZ61 pro litý a extrudovaný stav | 30 |
| Obr. 29: S-N křivka slitiny AZ 91, litý stav, stav po metodě ECAP..... | 31 |
| Obr. 30: Křivky cyklického zpevnění/změkčení a) litý stav b)ECAP..... | 31 |
| Obr. 31: Tvar a rozměry vzorku pro únavové zkoušky..... | 33 |
| Obr. 32: Naleptaná mikrostruktura slitiny AZ91 | 34 |
| Obr. 33: Mikrostruktura AZ91 | 35 |
| Obr. 34: Tahový diagram AZ91E, vzorek č.1 | 36 |
| Obr. 35: S-N křivka pro Mg slitinu AZ91E | 37 |
| Obr. 36: Křivky cyklického zpevnění/změkčení Mg slitiny AZ91E | 38 |
| Obr. 37: Cyklická deformační křivka Mg slitiny AZ91E | 39 |
| Obr. 38: Vzhled celkové lomové plochy vzorek č.2 | 40 |
| Obr. 39: Oblast šíření únavové trhliny | 40 |

| | |
|--|----|
| Obr. 40: Detail místa iniciace trhliny | 40 |
| Obr. 41: Vzhled celkové lomové plochy vzorek č. 3 | 41 |
| Obr. 42: Detail místa iniciace trhliny | 41 |
| Obr. 43: Oblast statického dolomu | 41 |
| Obr. 44: Vzhled celkové lomové plochy vzorek č. 5 | 42 |
| Obr. 45: Oblast šíření únavové trhliny | 42 |
| Obr. 46: Detail místa iniciace trhliny | 42 |
| Obr. 47: Vzhled celkové lomové plochy vzorek č. 6 | 43 |
| Obr. 48: Oblast šíření únavové trhliny | 43 |
| Obr. 49: Detail místa iniciace trhliny | 43 |
| Obr. 50: Vzhled celkové lomové plochy vzorek č. 8 | 44 |
| Obr. 51: Oblast šíření únavové trhliny | 44 |
| Obr. 52: Detail místa iniciace trhliny | 44 |
| Obr. 53: Vzhled celkové lomové plochy vzorek č. 11 | 45 |
| Obr. 54: Oblast šíření únavové trhliny | 45 |
| Obr. 55: Detail místa iniciace trhliny | 45 |
| Obr. 56: Porovnání tahových diagramu pro různé druhy výroby..... | 46 |
| Obr. 57: Srovnání S-N křivek pro různé Mg slitiny typu AZ | 47 |
| Obr. 58: Srovnání CDK křivek pro různé Mg slitiny typu AZ | 48 |

11. SEZNAM TABULEK

| | |
|--|----|
| Tab. 1: Fyzikální vlastnosti čistého hořčíku | 18 |
| Tab. 2: Označení prvků vyskytujících se v hořčíkových slitinách..... | 21 |
| Tab. 3: Tabulka tepelných zpracování | 21 |
| Tab. 4: Složení a mechanické vlastnosti používaných hořčíkových slitin | 25 |
| Tab. 5: Rozdíl mech. vlastností v závislosti na směru tváření | 26 |
| Tab. 6: Přehled mechanický vlastnosti hořčíkových slitin řady AZ..... | 27 |
| Tab. 7: Tavební analýza AZ91E | 33 |
| Tab. 8: Výsledky tahové zkoušky | 36 |
| Tab. 9: Životnost vzorků v závislosti na počtu cyklů do lomu..... | 37 |